

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ВОРОНЕЖСКАЯ ГОСУДАРСТВЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ АКАДЕМИЯ

**Г.В. ПОПОВ, А.М. БЕЛИКОВ, Л.И. НАЗИНА,
Л.П. ТРУТНЕВА, В.И. ЛОГИНОВА**

**ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ
ПО КУРСУ «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ »**

**Утверждено
редакционно-издательским советом академии
в качестве учебного пособия**



**ВОРОНЕЖ
2004**

УДК 620.22(076.5)
ББК ЖЗ я7
Л12

Научный редактор профессор Г.В. ПОПОВ

Р е ц е н з е н т ы:

кафедра "Материаловедение и физика металлов"
Воронежского государственного технического университета;
к.т.н. А.И. ПЛОТНИКОВ

Печатается по решению
редакционно-издательского совета
Воронежской государственной технологической академии

Л12 **Лабораторный практикум** по курсу "Материаловедение и технология конструкционных материалов": Учеб. пособие / Г.В. Попов, А.М. Беликов, Л.И. Назина, Л.П. Трутнева, В.И. Логинова; Воронеж. гос. технол. акад. Воронеж, 2004. 154с. ISBN 5-89448-304-2

Учебное пособие составлено в соответствии с требованиями ООП подготовки специалистов по направлениям 653800 – «Стандартизация, сертификация и метрология» (специальность 072000 – «Стандартизация и сертификация»). Оно предназначено для закрепления теоретических знаний дисциплин цикла ОПД. Изложены цель, краткие теоретические сведения, содержание, методика выполнения лабораторных работ, техника безопасности, требования к отчетам по лабораторным работам, приведены контрольные вопросы.

Л 2004070000-44
ОК2(03) – 2004

Без объявл.

УДК 620.22(076.5)
ББК ЖЗ я7

ISBN 5-89448-304-2

© Г.В. Попов, Беликов А.М., Л.И. Назина, Трутнева Л.П.,
Логинова В.И., 2004
© Воронеж. гос. технол. акад.,
2004

Оригинал-макет данного издания является собственностью Воронежской государственной технологической академии, его репродуцирование (воспроизведение) любым способом без согласия академии воспрещается.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Лабораторная работа 1 МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ	5
Лабораторная работа 2 МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ	9
Лабораторная работа 3 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ.....	16
Лабораторная работа 4 ПОСТРОЕНИЕ КРИВЫХ ОХЛАЖДЕНИЯ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ	23
Лабораторная работа 5 ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ	28
Лабораторная работа 6 ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР ЧУГУНОВ.....	34
Лабораторная работа 7 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ....	37
Лабораторная работа 8 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	49
Лабораторная работа 9 ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	57
Лабораторная работа 10	61
ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	69
Лабораторная работа 11 ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ И СТРУКТУРЫ МЕДНЫХ СПЛАВОВ	81
Лабораторная работа 12 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	94
Лабораторная работа 13 ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ.....	101

Лабораторная работа 14	
ГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИКИ	
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ	
НЕОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ	108
Лабораторная работа 15	
ГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИКИ	
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ ПРИ ПОЛНОЙ	
НЕРАСТВОРИМОСТИ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ	113
Лабораторная работа 16	
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ УПАКОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ	135
Лабораторная работа 17	
КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА	
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ УПАКОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ	147
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	152

Лабораторная работа 1 МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ

Цель работы: ознакомление с макроскопическим анализом, изучение характерных макроструктур.

Содержание работы

Студенту выдаются готовые протравленные макрошлифы. Он изучает их, определяет методы травления, зарисовывает микроструктуры с пояснениями.

Теоретические сведения

Макроструктурой называется строение металла, видимое без увеличения или при небольшом увеличении до 10-30 раз с помощью лупы.

Макроструктура исследуется непосредственно на поверхности изделия, на изломе или на специально подготовленном образце (темплете), который называется макрошлифом. Макрошлиф получают после шлифования и последующего травления поверхности специальными реактивами.

Макроанализ применяется для выявления дендритного строения литых деталей, газовых пузырей, пустот, трещин, шлаковых включений, структурной неоднородности, качества сварных соединений, ликвации серы и фосфора, расположения волокон в поковках, штамповках и т.д.

Порядок приготовления макрошлифов

1. Вырезка образца в определенном месте детали в зависимости от цели проводимых исследований, обработка исследуемой поверхности вручную или на металлорежущем станке.

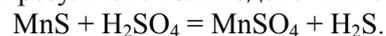
2. Последовательное шлифование на шлифовальных бумагах с постепенно уменьшающимся размером зерен абразива.

3. Промывка, обезжиривание спиртом, травление, промывка и просушка.

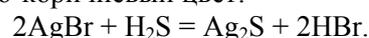
Методы травления.

Выявление ликвации серы. Для выявления в стали ликвации серы применяют метод Баумана. Макрошлиф протирают ватой, смоченной в спирте. На поверхность макрошлифа накладывают лист фотобумаги, вымоченной в течение 5-10 мин в водном растворе с массовой долей серной кислоты 5 %, проглаживают резиновым валиком для удаления излишков раствора и пузырьков газа, выдерживают 2-3 мин и осторожно снимают.

Отпечаток промывают в воде, фиксируют в растворе с массовой долей гипосульфита 25 %, снова промывают и высушивают. Коричневые пятна на фотобумаге соответствуют участкам поверхности шлифа, обогащенным серой. Фотобумага окрашивается в результате взаимодействия серной кислоты и MnS :



Сероводород действует на бромистое серебро эмульсионного слоя и при этом образуется сернистое серебро, имеющее темно-коричневый цвет:



Выявление ликвации фосфора. Поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом; образец погружают на 1-2 мин в раствор состава: 85 г хлористой меди, 53 г хлористого аммония в 1000 см³ воды. В результате обменной реакции железа с раствором на поверхности образца осаждается слой меди. Образец вынимают из реактива, протирают ватой под струей воды для удаления слоя меди, и просушивают.

Более темные участки на поверхности макрошлифа обогащены фосфором. На светлых участках содержание фосфора меньше.

Выявление строения литой стали. Дендритное строение литой стали выявляют травлением в водном растворе с массовой долей персульфата аммония 15 %, предварительно подогретом до 80-90 °С. Образец погружают в горячий раствор на 10-15 мин, затем промывают водой и просушивают.

Выявление волокнистого строения стали. Для выявления волокнистости применяют реактив и методику для выявления ликвации фосфора, описанные выше.

Выявление структуры сварного шва на углеродистых сталях. Для выявления структуры сварного шва на углеродистых сталях применяют спиртовой раствор с массовой долей азотной кислоты 4 %. Макрошлиф травят, протирая ватным тампоном, смоченным в реактиве, или погружая в реактив с последующей промывкой в воде и сушкой. Продолжительность травления до тридцати минут.

Выявление ликвации углерода или глубины закаленного слоя. Для выявления ликвации углерода или глубины закаленного слоя применяют реактив Гейне, содержащий 35 г CuCl_2 и 53 г NH_4Cl в 1000 см^3 воды. Образец погружают в реактив. В результате обменной реакции поверхность покрывается слоем меди. На участках обогащенных углеродом, закаленных или имеющих дефекты (поры, раковины, трещины и т.п.), медь выделяется менее интенсивно и не защищает поверхность от травления хлористым аммонием. Эти участки окрашиваются в темный цвет. Таким реактивом можно выявлять также структуру сварного шва и зоны термического воздействия.

Выявление дефектов, нарушающих сплошность металла. Для выявления дефектов на изделиях из углеродистых и низколегированных сталей нужен реактив, состоящий из $4-10 \text{ см}^3$ азотной кислоты и $90-96 \text{ см}^3$ воды. Травитель применяют в холодном состоянии. Продолжительность травления до 30 мин. Макрошлиф погружают в раствор или протирают его поверхность ватным тампоном, смоченном в реактиве, промывают и сушат. Для более контрастного выявления структуры полезна тонкая шлифовка или полировка.

Методика выполнения работы

1. Получить у преподавателя комплект готовых протравленных макрошлифов.

2. Исследовать и зарисовать макроструктуру деталей:

- а) после сварки трением;
- б) после электродуговой сварки;
- в) после наплавки металла на основном металле;
- г) после цементации.

3. Привести режим травления каждого макрошлифа.

4. Зарисовать характерные изломы:
 - а) усталостный;
 - б) хрупкий с указанием структуры излома.

Содержание отчета

1. Описание методики выявления структуры макрошлифа.
2. Зарисовка и характеристика макроструктуры.

Контрольные вопросы

1. Что называется макроструктурой?
2. Что представляет собой макрошлиф?
3. Что можно выявить на отполированном, но не протравленном макрошлифе?
4. С какой целью макрошлиф подвергают травлению?
5. Может ли макрошлиф помочь определить причину брака, допущенного при изготовлении детали?
6. Что дает изучение макрошлифа?
7. Можно ли по виду макроструктуры определить, какой обработке подвергся исследуемый образец?
8. Можно ли исследовать макроструктуру массивной детали без ее разрушения?
9. Основные этапы подготовки макрошлифа?
10. Что можно определить по виду излома?

Лабораторная работа 2 **МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ**

Цель работы: ознакомление с микроскопическим анализом, овладение приемами работы на металлографическом микроскопе.

Содержание работы

Студент изучает устройство микроскопа, его оптическую схему, правила обращения с микрошлифами и работы на металлографическом микроскопе. Проводит рабочую настройку микроскопа, зарисовывает увиденную микроструктуру, определяет увеличение микроскопа.

Теоретические сведения

Микроанализ – это исследование металлов и сплавов при помощи оптических микроскопов с увеличением от 50 до 2000 раз. Строение металлов, выявленное с помощью микроскопа, носит название микроструктуры. Изучение микроструктуры позволяет обнаружить пороки строения, изменение внутреннего строения металла и сплава при механическом, термическом и других видах воздействия. Для выявления микроструктуры металлов готовят специальные образцы, называемые микрошлифами.

Порядок приготовления микрошлифов

1. Вырезка образцов вручную или на металлорежущем станке из наиболее важного для исследования участка детали. Оптимальные размеры образцов – цилиндр диаметром 10-12 мм и высотой 10-15 мм или куб со стороной 10-15 мм.
2. Получение плоской поверхности при помощи напильника или обработки на абразивном круге.
3. Последовательная обработка на шлифовальных бумагах с постепенно уменьшающимся размером зерен абразива, положенных на твердую плоскую поверхность. При переходе с одного номера бумаги на другой шлиф поворачивают на 90° и шлифуют до полного удаления рисок, полученных в процессе предыдущей

обработки. Наряду с ручным шлифованием существует и механическое – на специальных шлифовальных станках. При каждом переходе к следующему номеру бумаги следует тщательная промывка шлифа водой для удаления оставшихся на поверхности абразивных зерен.

4. Полирование на быстровращающихся дисках, обтянутых замшей, фетром или мягким сукном, или вручную на мягкой ткани с применением шлифующих смесей (пасты ГОИ, порошки оксидов, карбидов, искусственных или естественных алмазов). Полирование считается законченным, если при рассмотрении поверхности шлифа в микроскопе риски не обнаруживаются.

5. Промывка водой, обезжиривание спиртом, просушка фильтровальной бумагой.

6. Травление полированной поверхности специальным реактивом для выявления микроструктуры. Реактивы выбирают в зависимости от состава исследуемого сплава, его структурного состояния и цели исследования. Так, например, для травления углеродистой стали применяется спиртовой раствор с массовой долей азотной кислоты 4 %; для алюминиевых сплавов – водный раствор с массовой долей фтористоводородной кислоты 0,5 %.

Различные структурные составляющие, подвергшиеся воздействию реактива в неодинаковой степени, по-разному отражают свет. Структура, травящаяся сильнее, кажется под микроскопом более темной, так как рассеивает свет сильнее, чем слабо травящаяся. Границы зерен чистых металлов и твердых растворов выглядят под микроскопом в виде тонкой сетки, поскольку на них сосредоточены многочисленные дефекты кристаллической решетки и здесь атомы металла легко переходят в раствор.

7. Тщательная и возможно быстрая промывка шлифа водой и спиртом для удаления остатков реактива и сушка.

Правила обращения с микрошлифами

Для предотвращения преждевременной порчи микрошлифов необходимо соблюдать следующие правила.

1. Шлифы должны храниться комплектами в коробочках на слое ваты. Запрещается нарушать комплектность и переключать шлифы из одной коробочки в другую. Микрошлиф можно

брать из коробочки только за боковую поверхность и ставить только на предметный столик микроскопа.

2. Во избежание загрязнения и повреждения изучаемой поверхности микрошлифов нельзя касаться ее пальцами, тереть, передвигать по поверхности предметного столика и т.д.

3. При повреждении шлифа студент обязан во внеурочное время приготовить его заново.

4. Перед началом работы студент получает у преподавателя комплект шлифов и по окончании работы сдает его преподавателю.

Для изучения структуры металлов и сплавов применяется металлографический микроскоп модели МИМ-7 (рис. 1). На основании 1 установлен корпус 2, в котором находится фотокамера 3 с матовым стеклом 4. Предметный столик 7, управляемый рукоятками 8, предназначен для установки на нем исследуемого микрошлифа. Рукоятка 9 служит для вертикального перемещения стола при грубой наводке на резкость, а микрометрический винт 5 – для точной наводки. В тубусе 6 устанавливается сменный окуляр. Внутри корпуса осветителя 10 находится низковольтная лампа накаливания. Рукоятка 11 служит для переключения светофильтров.

Оптическая система микроскопа состоит из объектива, окуляра и ряда вспомогательных оптических элементов (рис. 2). Свет от кинопроекторной лампы 1 модели К30 ($V=17\text{ В}$, $W=170\text{ Вт}$) проходит через коллектор 2, попадает на зеркало 3 и через светофильтр 4, апертурную диафрагму 5, линзу 8, полевую диафрагму 18, призму 7 и линзу 6 поступает на стеклянную пластинку 9, отражающую около половины светового потока, а затем через объектив 10 – на шлиф 11. Отразившись от шлифа, лучи вновь попадают в объектив, проходят через пластинку 9, ахроматическую линзу 12 и, отразившись от зеркала 14, поступают в окуляр 13.

При фотографировании зеркало 14 выдвигается вместе с тубусом визуального наблюдения, и лучи проходят через один из трех фотоокуляров 15, которые укреплены на поворачивающемся диске. Отражаясь от зеркала 16, лучи попадают на матовое стекло или фотопластинку 17. Для фотографирования используют затвор 19.

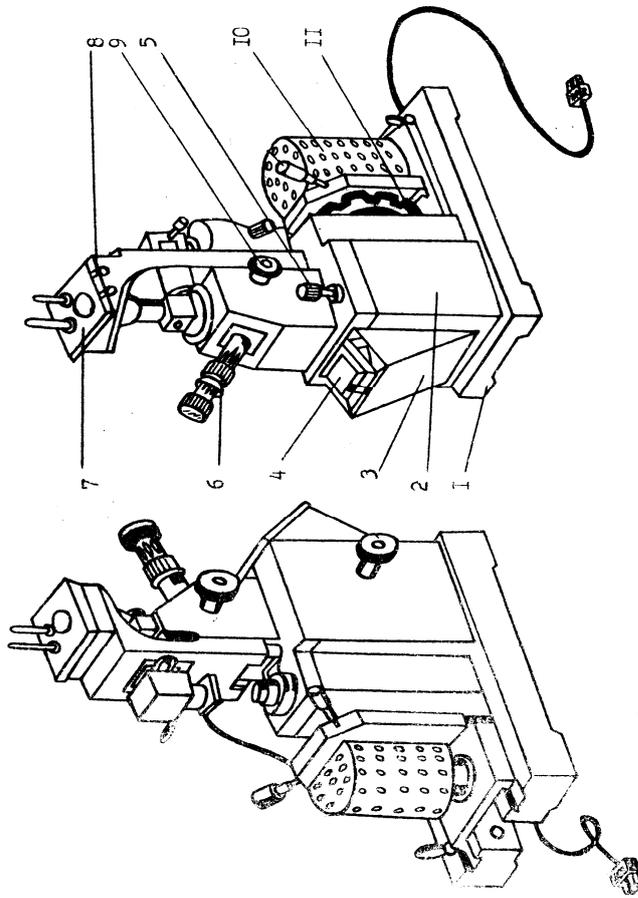


Рис. 1. Общий вид вертикального микроскопа МИМ-7

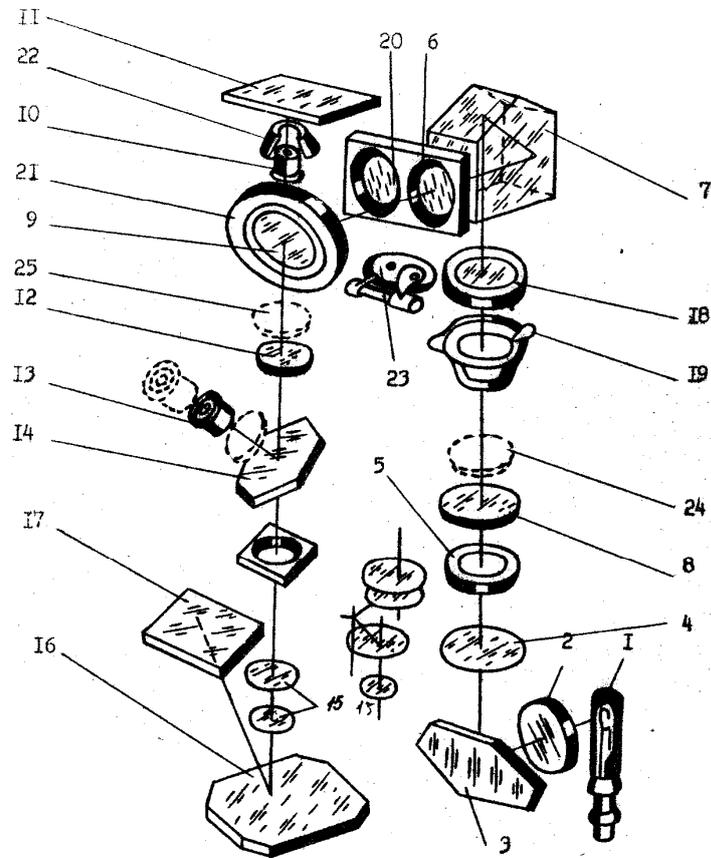


Рис. 2. Оптическая схема микроскопа МИМ-7

Если наблюдения проводят в темном поле, то вместо линзы 6 в световой поток включают линзу 20 и непрозрачный диск 23. В этом случае свет попадает только на кольцевое зеркало 21 и, отразившись от него, концентрируется параболическим зеркалом 22, расположенным вокруг объектива, на поверхности шлифа.

Для исследования в поляризованном свете на оправку линзы 8 помещают поляризатор 24, а на оправку линзы 12 – анализатор 25.

Общее увеличение микроскопа определяется комбинацией сменных объективов и окуляров, установленных на микроскопе (табл. 1).

Таблица 1

Увеличения микроскопа МИМ-7

Фокусное расстояние объектива F, мм	Увеличение окуляра			
	7 ^x	10 ^x	15 ^x	20 ^x
23,2	60	90	130	170
13,8	100	140	200	300
8,16	170	240	360	500
6,16	250	320	500	650
2,77	500	720	1080	1440

Правила обращения с микроскопом

1. Микроскоп является точным прибором, требующим аккуратного и осторожного обращения.

2. Работая на микроскопе нельзя делать быстрых и резких движений при наводке объектива на фокус, при установке и перемене окуляров.

3. Если вращение макро- и микровинтов затруднено, то нельзя применять силу и стремиться во что бы то ни стало повернуть винт, так как это может повлечь за собой смятие резьбы, т.е. порчу микроскопа.

4. Нельзя трогать ответственные части микроскопа, кроме макро- и микрометрических винтов, винтов предметного столика и рукоятки светофильтров, так как микроскоп отрегулирован, и смещение частей приводит к трудновыполнимой работе по новой регулировке.

5. Совершенно недопустимо отвинчивать винты, разъединять детали микроскопа и т.п., так как это ведет к его порче.

6. Включение микроскопа производится посредством трансформатора, рукоятка которого поворачивается вправо на 2-3 щелчка (напряжение на осветительной лампе не более 10-12 В).

Необходимое оборудование и материалы

1. Металлографический микроскоп.
2. Микрошлиф.

Содержание отчета

1. Оптическая схема микроскопа с пояснениями.
2. Таблица увеличений микроскопа.
3. Зарисовка структуры микрошлифа с указанием увеличения.

Контрольные вопросы

1. Что называется микроструктурой?
2. Что представляет собой микрошлиф?
3. Что можно выявить на нетравленном отполированном шлифе?
4. С какой целью микрошлиф подвергают травлению?
5. Как подобрать травитель для микрошлифа?
6. Каковы признаки перетравливания шлифа?
7. Каковы признаки недотравливания шлифа?
8. Какие искажения структуры возможны при изготовлении микрошлифов?
9. В чем источник несоответствия между наблюдаемой картиной микроструктуры и истинной микроструктурой?

Лабораторная работа 3

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ

Цель работы: ознакомление с методикой определения твердости по методу Роквелла, определение механических свойств стали по ее твердости.

Содержание работы

Студенту выдаются образцы сталей в отожженном и закаленном состояниях и сплавов цветных металлов. Он изучает устройство прибора, готовит образцы, выбирает нагрузку и наконечники, готовит прибор, проводит испытания, оформляет отчет.

Техники безопасности

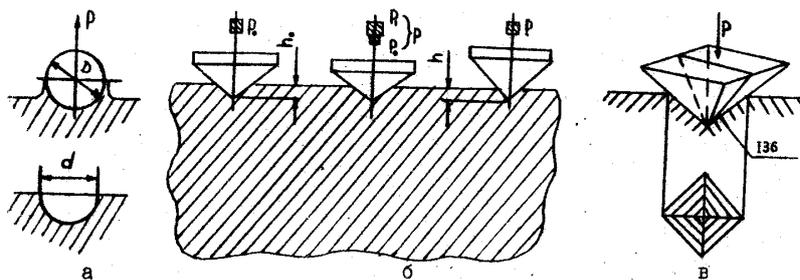
1. Все студенты, приступая к лабораторным работам, должны ознакомиться с правилами работы в лаборатории кафедры и расписаться в журнале по технике безопасности.
2. Работы проводятся только с разрешения преподавателя.
3. Все электроприборы должны быть заземлены.
4. Студенты обязаны осторожно обращаться с приборами и оборудованием.
5. По окончании работы приборы должны быть отключены от сети.

Теоретические сведения

Твердостью называется свойство материала оказывать сопротивление местной пластической деформации при контактном воздействии в поверхностном слое. Измерение твердости вследствие быстроты и простоты осуществления, а также возможности без разрушения изделия суждения о его свойствах, получило широкое применение для контроля качества металлических изделий.

Существует несколько методов определения твердости.

Определение твердости по Бринеллю HB (ГОСТ 9012-59).
 Метод основан на том, что в плоскую поверхность металла вдавливается под постоянной нагрузкой P закаленный стальной шарик



рик (рис.3, а).

Рис.3. Схема определения твердости по Бринеллю (а); Роквеллу (б); Виккерсу (в)

После снятия нагрузки в испытуемом материале образуется отпечаток (лунка). Твердость по Бринеллю, в МПа, определяется по формуле

$$HB = \frac{2P}{\pi D \left(r - \sqrt{r^2 - d^2} \right)},$$

где P - нагрузка, Н;

D - диаметр шарика, мм;

d - диаметр отпечатка, мм.

Диаметр шарика и нагрузка P выбираются в зависимости от вида испытуемого материала:

для стали и чугуна $D = 10$ мм, $P = 30000$ Н ($P = 300D^2$);

для меди и сплавов $D = 10$ мм, $P = 10000$ Н ($P = 100D^2$);

для очень мягких сплавов (алюминий, баббиты и др.) $D = 10$ мм, $P = 2500$ Н ($P = 25D^2$)

При расчете твердости HB измеряют диаметр лунки d и по нему находят твердость по прилагаемым к прибору таблицам. Метод Бринелля не рекомендуется применять для металлов с твердостью более 450, так как шарик может деформироваться, что исказит результаты измерений.

Определение твердости по Роквеллу HR (ГОСТ 9013-59 и ГОСТ 22975-78). При этом методе твердость определяют по глубине отпечатка. Наконечником служит алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной закаленный шарик ($D = 1,588$ мм). Алмазный конус применяют для твердых, а шарик – для мягких металлов. Конус и шарик вдавливают двумя последовательными нагрузками (рис.3, б): предварительной $P_0 = 100$ Н и общей $P = P_0 + P_1$ (где P_1 – основная нагрузка). Основная нагрузка для шарика 900 Н (шкала B), для алмазного конуса 1400 Н (шкала C) и 500 Н при испытании очень твердых и тонких металлов (шкала A). Твердость по Роквеллу измеряют в условных единицах. За единицу твердости принято значение осевого перемещения наконечника на 0,002 мм. Твердость по Роквеллу HR определяют по формулам $HR = 100 - l$ (при измерении по шкалам A и C), $HR = 130 - l$ (при измерении по шкале B). Значение l , мм:

$$l = \frac{h-h_0}{0,002},$$

где h – глубина внедрения наконечника в испытуемый материал под действием общей нагрузки P , измеренная после снятия основной нагрузки P_1 с оставлением предварительной нагрузки P_0 , мм;

h_0 – глубина внедрения наконечника в испытуемый материал под действием нагрузки P_0 , мм.

Твердость по Роквеллу обозначается HRA при нагрузке 600 Н (испытание алмазным конусом). HRC при нагрузке 1500 Н и HRB при нагрузке 1000 Н (испытание стальным шариком). Значения твердости сразу считывают по шкале прибора.

Для определения твердости по Роквеллу широко применяется прибор ТК-2, так как он позволяет испытывать различные материалы, а также тонкие слои. Значения твердости по Роквеллу могут быть приближенно переведены в значения твердости по Бринеллю.

При испытании нагрузку и наконечник выбирают в зависимости от твердости испытываемого материала по табл. 2.

Таблица 2

Шкала	Вид наконечника	Нагрузка, Н	Обозначение твердости	Пределы измерения твердости в единицах HR
-------	-----------------	-------------	-----------------------	---

<i>A</i>	Алмазный конус	600	<i>HRA</i>	70-85
<i>B</i>	Стальной шарик	1000	<i>HRB</i>	25-100
<i>C</i>	Алмазный конус	1500	<i>HRC</i>	20-67

При испытании неотчетливых деталей твердостью (20-50) *HRC* допускается применение наконечника из твердого сплава.

Образец для испытаний должен иметь плоские и параллельные друг другу поверхности, без дефектов и окалины, поэтому сначала проводится зачистка поверхностей напильником, шлифовальным кругом или шлифовальной бумагой. Правильность показаний прибора периодически проверяют по эталонным образцам с известной твердостью.

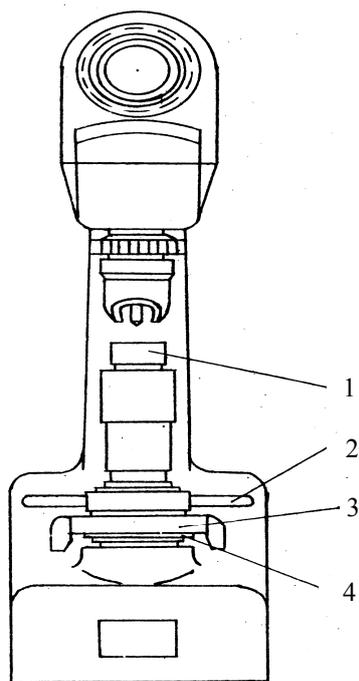


Рис. 4. Прибор ТК-2

Подготовленный образец помещают на столе прибора 1 (рис. 4), вращением маховика 2 по часовой стрелке устанавливают маленькую стрелку против красной точки, а вращением барабана 3 – нуль шкалы “С” против конца большой стрелки индикатора. Плавным нажатием на клавишу 4 включают привод механизма нагружения. После окончания цикла нагружения производят отсчет по шкале индикатора. Вращением маховика 2 опускают стол, и повторяют испытание не менее трех раз.

Определение твердости при вдавливании алмазной пирамиды по Виккерсу HV (ГОСТ 2999-75). Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость. Твердость

поверхностных слоев, имеющих высокую твердость. Твердость

определяют, вдавливая в испытываемую поверхность (шлифованную или полированную) четырехгранную алмазную пирамиду (рис. 3, в), с углом при вершине 136°. Твердость по Виккерсу рассчитывают по формуле:

$$HV = 1,854 \frac{P}{d^2},$$

где P – нагрузка на пирамиду 50, 100, 200, 300, 500, 1000 или 1200 Н (обозначения: HV_5 , HV_{10} , HV_{20} и т.д.);

d – среднее арифметическое двух диагоналей отпечатка, измеряемых после снятия нагрузки, мм.

Чем тоньше материал, тем меньше должна быть нагрузка. Твердость по Виккерсу определяется с помощью специальных таблиц по измеряемым значениям d в мм.

Микротвердость (H_μ). Определение микротвердости применяется для изделий мелких размеров и отдельных структурных составляющих сплавов. В испытываемую поверхность вдавливают алмазную пирамиду под нагрузкой 0,02-2 Н. Микротвердость H_μ определяется по той же формуле, что и твердость по Виккерсу. Образцы для измерений подготавливаются так же, как микрошлифы.

Методика выполнения работы

1. Провести испытания не менее трех раз на каждом образце.
2. Перевести твердость по Роквеллу в твердость по Бригеллю по табл. 3.
3. Определить свойства образцов, используя формулу

$$\sigma_e = KHB,$$

где K – коэффициент, зависящий от материала. Для стали с твердостью 120 ÷ 450 HB $K \approx 0,34$; для меди, латуни, бронзы отожженных $K \approx 0,55$, наклепанных $K \approx 0,40$; для алюминия и алюминиевых сплавов с твердостью 20 ÷ 45 HB $K \approx 0,35$.

4. Внести результаты испытаний в таблицу следующей формы:

Материал	Состояние	HRC средняя	HB, МПа	σ_e , МПа
----------	-----------	-------------	---------	------------------

Таблица 3

Ориентировочный перевод значений твердости, определяемых различными методами

HV, МПа	HB, МПа	HR по шкале			HV, МПа	HB, МПа	HR по шкале		
		C	A	B			C	A	B
12340	7800	72	84	--	2280	2290	20	61	100
11160	7450	70	83	--	2220	2230	19	60	99
10220	7120	68	82	--	2170	2170	17	60	98
9410	6820	66	81	--	2130	2120	15	59	97
8680	6730	64	80	--	2080	2070	14	59	95
8040	6270	62	79	--	2010	2010	13	58	94
7460	6010	60	78	--	1970	1970	12	58	93
6940	5780	58	78	--	1920	1920	11	57	92
6500	5550	56	77	--	1860	1870	9	57	92
6060	5340	54	76	--	1830	1830	8	56	90
5870	5140	52	75	--	1780	1790	7	56	90
5510	4950	50	74	--	1740	1740	6	55	89
5340	4770	49	74	--	1710	1700	4	55	88
5020	4610	48	73	--	1660	1670	3	54	87
4740	4440	46	73	--	1620	1630	2	53	86
4600	4290	45	72	--	1590	1590	1	53	85
4350	4150	43	72	--	1550	1560	-	-	84
4230	4010	42	71	--	1520	1520	-	-	83
4010	3880	41	71	--	1490	1490	-	-	82
3900	3750	40	70	--	1480	1460	-	-	81
3860	3630	39	70	--	1430	1430	-	-	80
3610	3520	38	69	--	1400	1400	-	-	79
3440	3410	36	68	--	1380	1370	-	-	78
3340	3310	35	67	--	1340	1340	-	-	77
3200	3210	33	67	--	1310	1310	-	-	76
3110	3110	32	66	--	1290	1280	-	-	75
3030	3020	31	66	--	1270	1260	-	-	74
2920	2930	30	65	--	1230	1230	-	-	73
2850	2850	29	65	--	1210	1210	-	-	72
2780	2770	28	64	--	1180	1180	-	-	71
2700	2690	27	64	--	1160	1160	-	-	70
2610	2620	26	63	--	1150	1140	-	-	68
2550	2550	25	63	--	1130	1110	-	-	67
2490	2480	24	62	--	1100	1100	-	-	66
2400	2410	23	62	102	1090	1090	-	-	65
2350	2350	21	61	101	1080	1070	-	-	64

Необходимое оборудование и материалы

1. Твердомер типа ТК-2.
2. Образцы сплавов цветных металлов и сталей в отожженном и закаленном состояниях.
3. Шлифовальная бумага.

Содержание отчета

1. Краткая характеристика методов определения твердости металлов.
2. Таблица испытаний твердости образцов металлов.
3. Определение механических свойства материалов.

Контрольные вопросы

1. Какие методы определения твердости Вам известны?
2. Каковы единицы измерения твердости, определяемой различными способами?
3. По каким формулам определяются числа твердости по различным методам?
4. Как проводится подготовка образца для измерения твердости?
5. Как проводятся испытания твердости на приборе ТК-2?
6. В каких случаях используют при измерении шарик, алмазный конус, твердосплавный конус?
7. Почему измерения твердости по Бринеллю нельзя применять для тонких образцов?
8. Почему широко применяется метод измерения твердости по методу Роквелла?
9. Каковы зависимости между твердостью и пределом прочности?

Лабораторная работа 4 **ПОСТРОЕНИЕ КРИВЫХ ОХЛАЖДЕНИЯ** **СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ**

Цель работы: ознакомление с принципами построения диаграмм состояния сплавов, изучение диаграммы состояния железо-цементит и превращений в железоуглеродистых сплавах в равновесных условиях.

Содержание работы

Студент изучает диаграмму состояния железо-цементит, строит кривую охлаждения (или нагрева) сплава заданного состава, зарисовывает структуру сплава при комнатной температуре.

Теоретические сведения

Существует много методов построения диаграммы состояния (дилатометрический, электрический, магнитотермический, термический и др.). Сущность любого из них сводится к нахождению критических точек при нагреве или охлаждении металлов и сплавов. Критическими точками называются температуры, при которых начинаются и/или заканчиваются какие-либо превращения в сплавах. Определив экспериментально критические точки серии сплавов, строят полную диаграмму состояния в координатах "температура – концентрация".

Диаграмма состояния железо-цементит (рис. 5) охватывает сплавы, содержащие углерод в количестве от 0 до 6,67 %*. При содержании 6,67 % углерода он образует химическое соединение с железом Fe_3C – карбид железа, называемый также цементитом. Один из компонентов сплавов – железо – имеет несколько аллотропических модификаций: до 911 °С железо имеет объемноцентрированную кубическую (ОЦК) кристаллическую решетку с периодом 0,286 нм, в интервале температур 911-1392 °С – гранецентрированную кубическую (ГЦК) кристаллическую решетку, а

*Здесь и далее приведены массовые %.

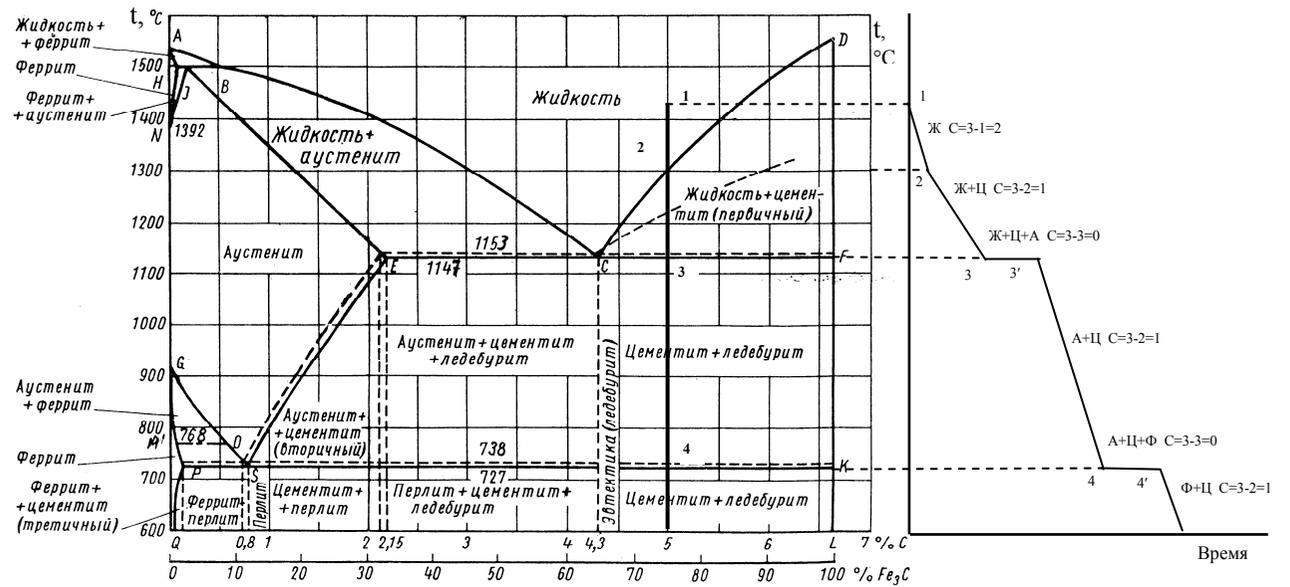


Рис. 5. Диаграмма состояния системы железо – цементит (слева) и кривая охлаждения чугуна содержащего 5 % углерода (справа)

выше 1392 °С – снова объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку, но с другим периодом – 0,293 нм.

В зависимости от содержания углерода железоуглеродистые сплавы подразделяются на техническое железо ($\leq 0,02$ % С), углеродистые стали (от 0,02 до 2,14 % С) и чугуны (от 2,14 до 6,67 % С). Стали в свою очередь подразделяются на доэвтектоидные (0,02-0,8 % С), эвтектоидные (0,8 % С), заэвтектоидные (0,8-2,14 % С). Чугуны бывают доэвтектическими (2,14-4,3 % С), эвтектическими (4,30 % С), заэвтектическими (4,30-6,67 % С).

Процессы, происходящие в сплавах при их фазовых превращениях, подчинены общему закону равновесия, который носит название правила фаз и выражает зависимость числа степеней свободы системы «с» от количества компонентов «к», фаз « ϕ » и внешних переменных факторов « n » в условиях равновесия:

$$c = k + n - \phi.$$

При рассмотрении равновесия в металлических сплавах, находящихся под воздействием атмосферного давления, единственным внешним переменным фактором является температура и поэтому $n = 1$. Система железо-цементит является двухкомпонентной, то есть $k = 2$. Отсюда следует, что

$$c = 2 + 1 - \phi = 3 - \phi.$$

Для построения кривой охлаждения (или нагрева) сплава прежде всего необходимо найти на концентрационной оси диаграммы состояния координату, соответствующую содержанию углерода в сплаве. Затем из найденной точки следует восстановить перпендикуляр до области существования жидкой фазы. Кривая охлаждения (или нагрева) строится справа от диаграммы состояния в координатах температура (ось абсцисс) - время (ось ординат). Масштаб оси времени произвольный, а масштаб оси температуры такой же, как и на диаграмме состояния.

Во время охлаждения сплава в нем происходят фазовые превращения. Каждое превращение протекает за определенный промежуток времени, поэтому соответствующие им участки кривой охлаждения имеют различные углы наклона по отношению к горизонтальной оси. Чем быстрее происходит превращение, тем круче кривая. Перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное

превращения идут во времени при постоянной температуре (так как $c = 0$), следовательно им на кривой охлаждения будут соответствовать горизонтальные участки.

Построение кривой охлаждения рассмотрим на примере чугуна, содержащего 5 % углерода (рис. 5). Восстанавливаем перпендикуляр из отметки 5 % углерода на оси абсцисс до точки 1, находящейся в области жидкого состояния сплавов. Переносим пунктиром температуру точки 1 на ось температур нашего графика. В точке 1 рассматриваемый сплав находится в жидком состоянии (то есть существует только одна фаза – жидкий раствор углерода в железе), следовательно $c = 3 - 1 = 2$. При двух степенях свободы равновесие в системе не нарушается даже при одновременном изменении температуры и концентрации сплава в определенных пределах. При понижении температуры в сплаве не будет происходить никаких превращений, и температура будет падать быстро, кривая охлаждения идет круто вниз до точки 2.

Точкой 2 обозначено пересечение нашей вертикали с линией CD диаграммы состояния, соответствующей началу кристаллизации цементита. Следовательно, в сплаве появляется вторая фаза – цементит, число степеней свободы уменьшается ($c = 3 - 2 = 1$), кривая охлаждения станет более пологой до температуры, соответствующей следующей критической точке 3. На участке кривой 1-2 указываем фазовое состояние сплава “ж” и число степеней свободы, равное 2, соответственно на участке 2-3 фазовое состояние “ж+ц”, а число степеней свободы $c = 1$. При изменении температуры в пределах точек 2 и 3 изменяется соотношение между жидкой и твердой фазами, но равновесие не нарушается.

Точка 3 (пересечение вертикали с линией ECF) соответствует эвтектическому превращению, то есть совместной кристаллизации цементита и аустенита с образованием ледебурита. При этом одновременно существуют три фазы – жидкость, цементит и аустенит, следовательно число степеней свободы $c = 3 - 3 = 0$, и система невариантна, три фазы могут находиться в равновесии только при строго постоянной температуре. На кривой охлаждения это отражено отрезком 3-3'.

Между точками 3 и 4 сплав имеет двухфазное состояние (аустенит и цементит) и $c = 3 - 2 = 1$. При температуре, соответствующей точке 4, в сплаве происходит эвтектоидное превращение, аналогичное эвтектическому. Отличие только в том, что в нем участвуют только твердые фазы – аустенит, цементит и феррит. На кривой охлаждения делаем соответствующие записи.

Содержание отчета

1. Диаграмма состояния железо-цементит с обозначением критических точек и областей диаграммы.
2. Кривая охлаждения (или нагрева) сплава с заданной концентрацией углерода.
3. Определение феррита, аустенита, перлита, ледебурита и зарисовка их структур.

Контрольные вопросы

1. Что такое фаза?
2. Что называется структурной составляющей?
3. Дайте определения понятиям: феррит, аустенит, цементит, перлит, ледебурит.
4. Что такое критическая точка?
5. Как обозначаются критические точки?
6. Что такое эвтектическое превращение?
7. Чем эвтектоидное превращение отличается от эвтектического?
8. Напишите и расшифруйте правило фаз.
9. Как строятся кривые охлаждения?

Лабораторная работа 5

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Цель работы: изучение микроструктур углеродистых сталей в равновесном состоянии в зависимости от состава сплава, определение состава и марки стали по структуре.

Содержание работы

Студенту выдается комплект микрошлифов углеродистых сталей с различным содержанием углерода. Он исследует под микроскопом шлифы, определяет по структуре тип стали (доэвтектоидная, эвтектоидная, заэвтектоидная) и процентное содержание углерода, устанавливает марку стали, схематично зарисовывает микроструктуры сталей с указанием структурных составляющих.

Теоретические сведения

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 0,006 % углерода, являются однофазными и имеют структуру чистого феррита. Примером таких сплавов может служить электролитическое железо.

Сплавы, содержащие от 0,006 до 0,02 % углерода – двухфазные, их структура состоит из феррита и третичного цемента. Они носят название технического железа (рис. 6, а).

Железоуглеродистые сплавы, содержащие от 0,02 до 2,14 % углерода называются углеродистыми сталями. По структуре в равновесном состоянии они делятся на доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные. Доэвтектоидные стали содержат от 0,02 % до 0,8 % углерода, их структура состоит из феррита и перлита (рис. 6, б). Количество перлита в стали изменяется пропорционально содержанию углерода.

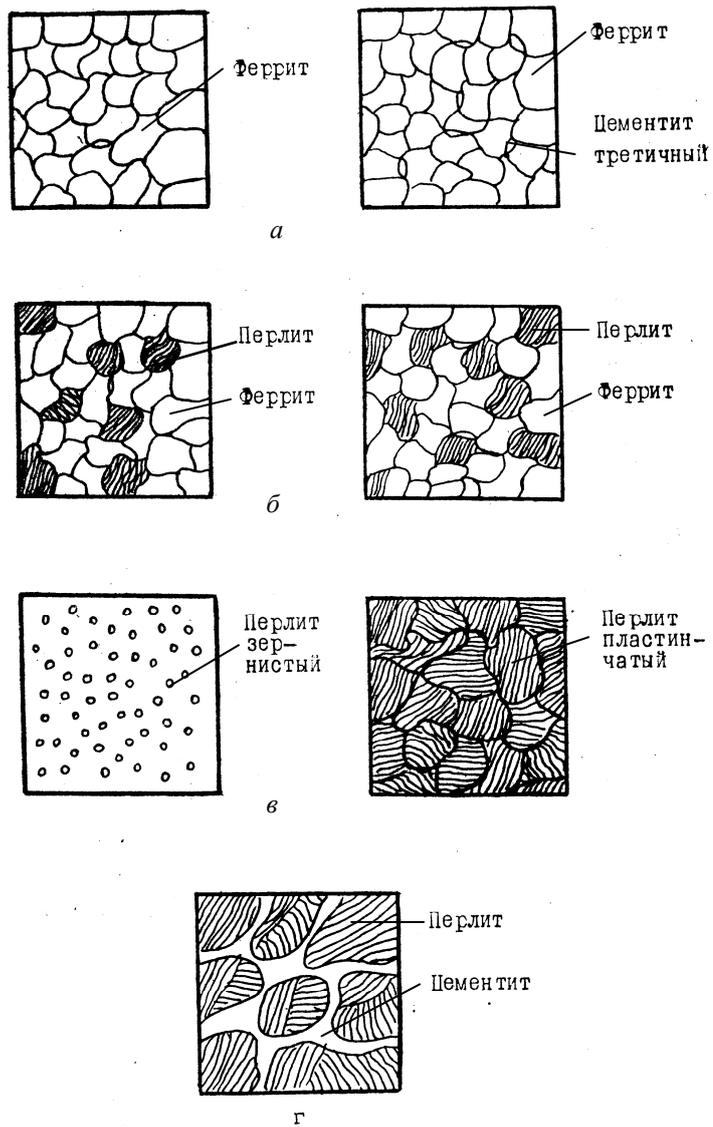


Рис. 6. Схемы зарисовок микроструктур технического железа и сталей

По структуре доэвтектоидных сталей с достаточной точностью можно определить содержание углерода в стали. Например, в доэвтектоидной стали содержится 20 % перлита и, следовательно, 80 % феррита (определяют на глаз под микроскопом). При расчете принимают во внимание, что содержание углерода в перлите составляет 0,8 %, а в феррите (совместно с третичным цементитом) – 0,02 % углерода:

100 % перлита содержат 0,8 % углерода,

20 % перлита содержат X_1 % углерода,

$$X_1 = \frac{20 \cdot 0,8}{100} = 0,16 \text{ \% C};$$

100 % феррита содержат 0,02 % углерода,

80 % феррита содержат X_2 % углерода,

$$X_2 = \frac{80 \cdot 0,02}{100} = 0,016 \text{ \% C}.$$

Всего углерода в стали будет:

$$X = X_1 + X_2 = 0,16 + 0,016 = 0,176 \text{ \%}.$$

Эвтектоидная сталь содержит 0,8 % углерода. Структура этой стали состоит только из перлита (рис. 6, в).

Заэвтектоидные стали содержат более 0,8 до 2,14 % С. Структура этих сталей состоит из перлита и вторичного цементита (рис. 6, з). При медленном охлаждении вторичный цементит кристаллизуется по границам зерен перлита, образуя твердую и хрупкую оболочку, имеющую под микроскопом вид сетки.

Цементит, входящий в состав перлита, обычно выделяется в виде пластинок. Специальной термической обработкой получают так называемый зернистый перлит, в котором цементит имеет форму мелких зерен округлой формы. Структура зернистого перлита является исходной для механической и термической обработки инструментальных сталей.

Содержание углерода в заэвтектоидной стали рассчитывают следующим образом. Пусть структура такой стали содержит 95 % перлита 5 % вторичного цементита, тогда содержание углерода в стали вычисляют так:

100 % перлита содержат 0,8 % С,

95 % перлита содержат X_1 % С,

$$X_1 = \frac{95 \cdot 0,8}{100} = 0,76 \text{ \% C};$$

100 % цементита содержат 6,67 % C,
5 % цементита содержат X_2 % C,

$$X_2 = \frac{5 \cdot 6,67}{100} = 0,33 \text{ \% C}.$$

Содержание углерода в стали находим так:

$$X = X_1 + X_2 = 0,76 + 0,33 = 1,09 \text{ \%}.$$

Углеродистая конструкционная сталь обыкновенного качества изготавливается следующих марок: Ст0, Ст1, Ст2, Ст3, Ст4, Ст5, Ст6 (ГОСТ 380-94). Обозначение марок стали буквенно-цифровое. Буквы Ст означают сталь, цифры от 0 до 6 – номер марки в зависимости от химического состава и механических свойств.

По степени раскисления различают кипящие, спокойные и полуспокойные стали. Для обозначения степени раскисления после номера марки стали ставят индексы: кп – кипящая, пс – полуспокойная, сп – спокойная, например: Ст3кп, Ст4сп. Индекс сп может быть опущен. В обозначение сталей с повышенным содержанием марганца после цифры добавляется также буква Г. Например, **Ст3Гсп**, **Ст5Гпс** и др.

В обозначении марки углеродистой конструкционной качественной стали 05, 08, 10, 15, 20, 25,, 75, 80, 85 цифры указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента (ГОСТ 1050-88). При этом для сталей с содержанием углерода < 0,2 %, не подвергнутых полному раскислению, в обозначение добавляются буквы **кп** (для кипящей стали) и **пс** (для полуспокойной). Для спокойных сталей буквы в конце их наименования не добавляются, например, 08кп, 10пс, 15, 18кп, 20 и т.д.

Качественные стали с повышенными свойствами, используемые для производства котлов и сосудов высокого давления, обозначают по ГОСТ 5520-79 добавлением буквы **К** в конце наименования стали: 15К, 18К, 22К и др.

Обозначение марок углеродистых инструментальных сталей буквенно-цифровое: У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13, У13А. Буква У означает углеродистую инструментальную сталь, а циф-

ра – среднюю массовую долю углерода в десятых долях процента (ГОСТ 1435-99). В конце маркировки высококачественных сталей, содержащих пониженное количество вредных примесей, ставится буква А.

В обозначении марок автоматных сталей (ГОСТ 1414-75) – А12, А20, А30, А40Г, буква А является признаком автоматной стали, цифры соответствуют среднему содержанию углерода в сотых долях процента, буква Г указывает на повышенное содержание марганца.

Необходимое оборудование и материалы

1. Металлографический микроскоп.
2. Набор шлифов углеродистых сталей.
3. Стенд фотографий микроструктур углеродистых сталей в равновесном состоянии.
4. Диаграмма состояния железо-цементит.
5. Схема зарисовки микроструктур углеродистых сталей.

Содержание отчета

1. Зарисовка микроструктур стали с указанием структурных составляющих и увеличения, при котором изучалась структура.

2. Для каждого просмотренного шлифа приводятся:
- а) тип стали (доэвтектоидная, эвтектоидная, заэвтектоидная), количество перлита;
 - б) расчет содержания углерода;
 - в) марка стали;
 - г) механические свойства и область применения стали.

Контрольные вопросы

1. Какие железо-углеродистые сплавы называются сталью?
2. Сколько углерода содержится в доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталях?
3. Каковы структуры этих сталей?

4. Какова зависимость механических свойств сталей от содержания углерода?
5. Классификация углеродистых сталей по назначению.
6. Каковы принципы маркировки углеродистых сталей?
7. Что входит в состав углеродистых сталей помимо железа и углерода?

Лабораторная работа 6

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР ЧУГУНОВ

Цель работы: изучение микроструктур чугунов, установление взаимосвязи между составом, условиями получения и структурой.

Содержание работы

Студент изучает с помощью микроскопа шлифы чугунов, определяет содержание структурных составляющих, рассчитывает содержание углерода в каждом образце и схематично зарисовывает микроструктуру с указанием структурных составляющих.

Теоретические сведения.

В зависимости от состояния углерода чугуны бывают белыми, содержащими углерод в связанном состоянии в виде цементита, и чугунами с графитом, в которых весь углерод или его часть находится в свободном состоянии. В последних различают металлическую основу и включения графита (рис. 7). В серых чугунах графит выделяется в виде изогнутых пластинок или чешуек, в ковких он находится в хлопьевидной форме, а в высокопрочных имеет шаровидную форму. По структуре все эти чугуны классифицируются на ферритные, где количество связанного углерода $C_{\text{связ}} = 0,02 \%$, ферритно-перлитные – $C_{\text{связ}} = 0,02 \div 0,8 \%$, перлитные – $C_{\text{связ}} = 0,8 \%$. Следовательно, структура этих чугунов отличается от структуры стали только наличием свободного графита. Свойства чугунов зависят как от свойств металлической основы, так и от количества, формы, размеров и характера распределения графитных включений.

Свойства металлической основы чугуна, так же как и у стали, будут зависеть от ее структуры. С увеличением количества перлита твердость и прочность на разрыв будут расти, а пластичность уменьшаться. Графит обладает низкими механическими свойствами, поэтому включения графита в чугуне можно рассматривать в первом приближении как пустоты различной фор-

мы, нарушающие целостность металлической основы. Особенно низкими свойствами обладает чугун, у которого графитовые включения образуют замкнутый скелет. По мере округления графитовых включений свойства чугуна улучшаются.



Рис. 7. Схемы зарисовок микроструктур чугунов: белых – левый ряд; чугунов с графитом – правый ряд.

Обозначение марок: СЧ10, СЧ25, СЧ35 – серый чугун, где цифры – предел прочности при растяжении в 10^{-1} МПа; ВЧ 40, ВЧ 45, ВЧ 80 – высокопрочный чугун, цифры также указывают предел прочности при растяжении; КЧ 30-6, КЧ 50-5 – ковкий чу-

гун, первые цифры – предел прочности при растяжении, вторые – относительное удлинение в процентах.

Белые чугуны хрупкие и твердые, плохо поддаются механической обработке. По структуре (см. рис. 7) они подразделяются на доэвтектические (от 2,14 до 4,3 % углерода), структура состоит из перлита, цементита и ледебурита; эвтектические (4,3 % углерода) с чисто ледебуритной структурой; заэвтектические (4,3 – 6,67 % углерода), структурными составляющими являются ледебурит и цементит. Следовательно, структура этих чугунов отличается от структуры стали наличием в них ледебурита.

Необходимое оборудование и материалы

1. Металлографический микроскоп.
 2. Набор шлифов чугунов.
- Стенд фотографий микроструктур чугунов.
Стенд "Диаграмма состояния железо-цементит".
3. Схемы зарисовок микроструктуры чугунов.

Содержание отчета

1. Зарисовки микроструктур чугунов с указанием структурных составляющих и увеличения, при котором изучалась структура.
2. Механические свойства и области применения исследованных чугунов.

Контрольные вопросы

1. Каковы пределы содержания углерода в чугуне (теоретические и практические)?
Классификация чугунов по содержанию углерода.
2. Классификация чугунов по состоянию (связанному и свободному) углерода.
3. Классификация чугунов по форме углерода.
4. Принципы маркировки чугунов.
5. Какова зависимость механических свойств чугунов от формы графита и структуры металлической основы?
6. Как получают серые, ковкие и высокопрочные чугуны?

Лабораторная работа 7 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: ознакомление с основными видами термической обработки сталей, определение зависимости твердости сталей от вида и параметров режима термической обработки и содержания углерода.

Содержание работы

Студент проводит термическую обработку нескольких образцов углеродистой стали и определяет твердость стали в отожженном, закаленном и отпущенном состояниях.

Техника безопасности

1. Работы проводить только с разрешения преподавателя.
 2. Для укладки и выемки образцов из печи использовать специальные щипцы.
 3. Не открывать дверцы печи в процессе нагрева образца.
- После окончания работы выключить печь и убрать рабочее место.

Порядок выполнения работы

1. Провести замер твердости у исходных отожженных образцов двух марок сталей на приборе Роквелла по шкале С. За величину твердости исследуемой стали принимается средняя арифметическая трех замеров на каждом образце. Твердость измеряется только на торце цилиндрического образца. Перед измерением твердости с поверхности удалить окалину абразивным кругом. На стол установить испытуемое изделие и вращением маховика поднимать его к наконечнику до тех пор, пока малая стрелка индикатора не станет против красной точки, а большая с погрешностью ± 5 делений – на нуль шкалы индикатора. Если большая стрелка отклонилась больше чем на 5 делений относительно нулевого штриха шкалы, необходимо опустить стол и начать испытание на новом месте. Плавным нажатием включить привод механизма нагружения. После окончания цикла нагружения произ-

вести отсчет твердости по шкале индикатора. Вращением маховика против часовой стрелки испытываемое изделие отвести от наконечника и снять со стола.

2. Выбрать по диаграмме состояния системы железо-цементит температуру нагрева стали под закалку (рис. 8).

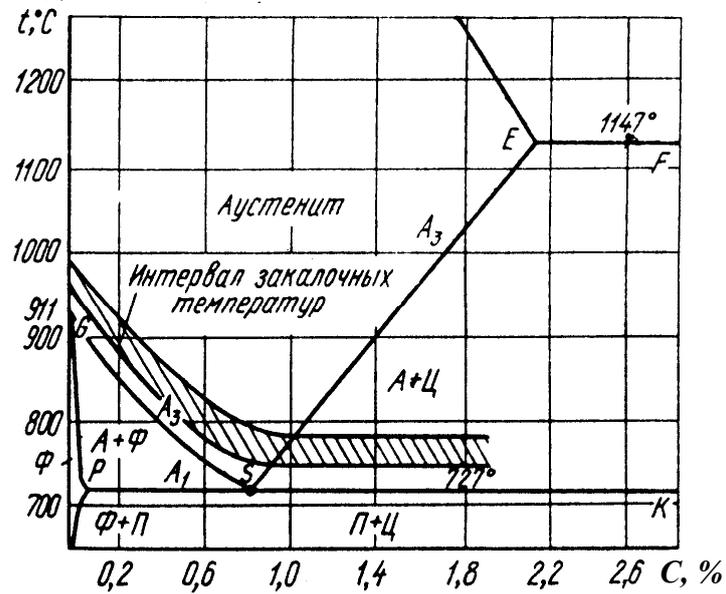


Рис. 8. Интервал закалочных температур углеродистой стали

3. Назначить продолжительность нагрева по табл. 4.

4. Провести операцию закалки. Для этого в электропечь, нагретую до выбранной температуры, заложить образцы и выдержать их там в течение рассчитанного времени. Температуру контролировать с помощью термопары.

Таблица 4

Продолжительность нагрева стали в зависимости от температуры, формы и размеров детали

Температура нагрева, °С	Форма изделия		
	круг	квадрат	пластина
	Продолжительность нагрева, мин		
	на 1 мм диаметра	на 1 мм толщины	
600	2,0	3,0	4
700	1,5	2,2	3
800	1,0	1,5	2
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

5. Вынуть образцы из печи щипцами и быстро погрузить в емкость с жидкостью, выдержать их там до полного охлаждения. Измерить твердость закаленных образцов и внести результаты в таблицу следующей формы:

Вид термической обработки	Режим термической обработки		Марка стали	Номер образца	Номер замера	Твердость HRC
	t , °С	τ , мин				

6. Провести отпуск стали, поместив образцы в печи, предварительно нагретые до 200, 400 и 600 °С, и выдержав их там в течение 30 мин. Охладить образцы на воздухе.

7. Определить твердость образцов после отпуска. Результаты испытаний занести в ту же таблицу.

8. Построить график зависимости твердости от параметров режимов термической обработки для сталей с различным содержанием углерода.

9. Рассмотреть микроструктуры сталей после термической обработки.

Необходимое оборудование и материалы

1. Образцы среднеуглеродистой и высокоуглеродистой стали. Марка стали указывается преподавателем.

2. Муфельные электропечи для отжига, закалки и отпуска образцов.

3. Емкости с охлаждающими жидкостями.
4. Щипцы.
5. Прибор Роквелла.
6. Микрошлифы термообработанных сталей.
7. Металлографический микроскоп.

Содержание отчета

1. План выполнения работы.
2. Таблицы с результатами замера твердости образцов.
3. Графики зависимости твердости от температуры отпуска для двух различных сталей.
4. Зарисовка микроструктур закаленных и отпущенных сталей с указанием структурных составляющих.
5. Вывод о влиянии на твердость закаленной стали содержания углерода и температуры отпуска.

Контрольные вопросы

1. Основные виды термической обработки.
2. Основные параметры, характеризующие различные виды термической обработки сталей.
Какие охлаждающие среды применяются при различных видах термической обработки?
3. Что такое перлит, сорбит, троостит, бейнит, мартенсит?
4. Что называется критической скоростью закалки?
5. Что такое отпуск? Какие виды отпуска вы знаете?
6. Как проводится отжиг сталей?
7. Что называется закаливаемостью стали?
8. Как определить температуру нагрева стали под закалку?

Лабораторная работа 8

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ

Цель работы: освоение метода торцевой закалки, применяемого для определения прокаливаемости сталей.

Содержание работы

Студент закаливает образец в специальной установке, измеряет твердость по длине образца, строит кривую прокаливаемости и определяет величину критического диаметра.

Техника безопасности при выполнении работы

1. Работу проводить в защитном фартуке и очках.
2. Для укладки и выемки образцов из печи применять специальные щипцы.
3. При охлаждении образца находиться на расстоянии не менее 1 м от установки.
4. После окончания работы выключить печь и убрать рабочее место.

Теоретические сведения

Прокаливаемостью называется способность стали закаливаться на определенную глубину. За глубину закалки конструкционной стали обычно принимают расстояние от поверхности образца до слоя с полумартенситной структурой (50 % мартенсита и 50 % троостита). Твердость полумартенситной стали зависит от содержания углерода (рис. 9) и мало зависит от содержания легирующих элементов.

Прокаливаемость является одним из основных критериев при выборе марки стали для изготовления той или иной детали. Прокаливаемость сталей зависит от химического состава, величины зерна, скорости охлаждения при закалке, температуры нагрева и других факторов. Существует несколько методов определения прокаливаемости. Наиболее простым и удобным является метод

торцевой заделки. Он дает вполне надежные результаты с высокой воспроизводимостью и может применяться для всех сталей, кроме закаливаемых на воздухе. Метод торцевой заделки (по Джомини) приведен в ГОСТ 5657- 81.

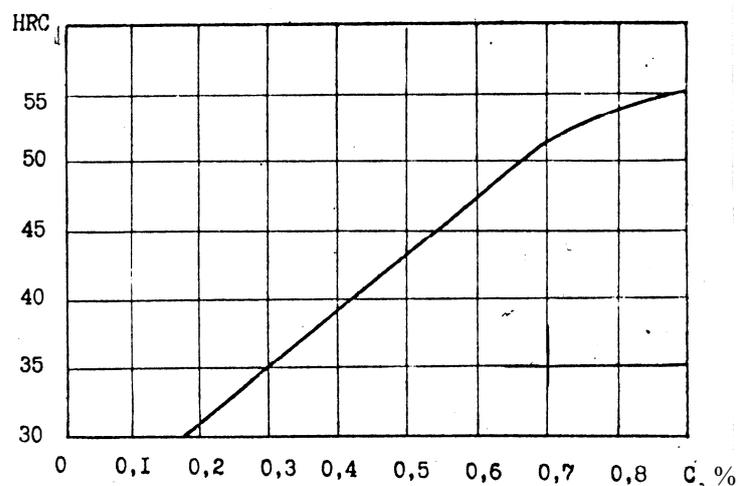


Рис. 9. Зависимость твердости полумартенситной зоны от содержания углерода

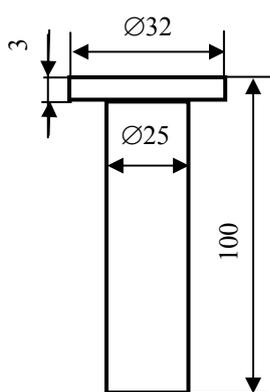


Рис. 10 Образец

Государственным стандартом установлены форма и размеры образца, температура и время нагрева под закалку, охлаждающая среда и продолжительность охлаждения, основные параметры испытательной установки, правила измерения твердости.

Эскиз стандартного образца с фланцем для определения прокаливаемости приведен на рис. 10. Вся поверхность образца и особенно торца, охлаждаемого водой, должна быть чисто обработана, а образец предварительно дол-

жен быть подвергнут нормализации. Температура нагрева для закалки выбирается в зависимости от химического состава стали, например, для углеродистой стали с массовой долей углерода 0,4 % она равна 820 °С. Время выдержки образца в печи 30 мин. После выдержки образцы охлаждаются в специальной установке (рис. 11), причем время от извлечения образца из печи до начала охлаждения не должно превышать 5 с.

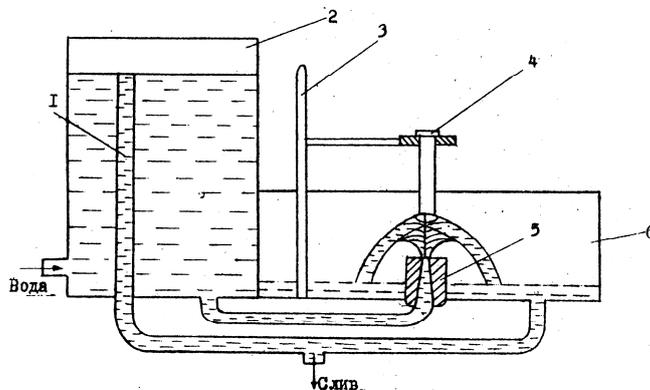


Рис. 11. Схема установки для торцевой закалки

Вода из водопроводного крана подается в напорный бачок 2, в котором постоянный уровень воды поддерживается с помощью уравнивающей трубки 1. Стандартный образец 4 устанавливается в кронштейне 3. Вода, выходящая под постоянным напором из сопла 5, омывает торец образца и сливается в канализацию из сливной коробки 6. Основные параметры установки: диаметр сопла 12,5 мм, расстояние от сопла до торца образца тоже 12,5 мм, высота свободной струи воды (без образца) 65-70 мм. Струя воды, имеющей температуру 10-25 °С, должна попадать в центр торца образца. Образец должен находиться в установке до полного охлаждения, на что требуется 10-15 мин. Скорость охлаждения образца в разных точках будет различной. У закаливаемого торца она соответствует охлаждению в воде (1000 °С/с), а на другом конце – скорости охлаждения на воздухе (3-4 °С/с), остальные участки охлаждаются с промежуточной скоростью.

После закалки образец подвергается испытанию на твердость. Для этого по длине образца с двух противоположных сторон сошлифовывают на глубину 0,25-0,5 мм две лыски, чтобы получить плоские площадки для измерения твердости вдоль образца. Во время шлифования во избежание отпуска образец не должен нагреваться. Измерение твердости по Роквеллу производится от закаленного торца вдоль средней линии обеих лысок через каждые 1,5 мм для первых десяти точек, а затем через 3 мм. Измерения прекращают через 3-4 точки после достижения твердости полумартенситной зоны. Для каждой пары точек, находящихся на одинаковом расстоянии от торца, рассчитывают среднее значение, и результаты заносят в нижеприведенную таблицу.

Номер измерения	Расстояние от закаленного торца, мм	Твердость, HRC		
		1-я лыска	2-я лыска	Среднее значение
1	1,5			
2	3			
3	4,5			
...	...			

По полученным данным распределения твердости по длине образца строят кривую в координатах твердость – расстояние от закаленного торца. Для построения графика используют среднее арифметическое значение твердости. Кривая на графике должна быть плавной, проходящей максимально близко ко всем экспериментальным точкам. Исключением являются только точки, лежащие выше предыдущих, что является скорее всего ошибкой измерения.

Для облегчения построения графика и правильного проведения кривой через экспериментальные точки можно воспользоваться программой INTERPOL на персональном компьютере. После загрузки программы по ее запросам вводится число экспериментальных точек и значения координат этих точек. Затем выбирается интерполирующая формула из 19 предложенных. В данной работе следует выбрать полином 2-5 степени. Коэффициент корреляции обычно (но не всегда) увеличивается с повышением степени полинома и в идеале равен 1. Надо проверить полиномы с разными степенями и выбрать тот, который имеет наибольший

коэффициент корреляции. Другие формулы могут дать удовлетворительную корреляцию лишь случайно.

Полученный график называется кривой прокаливаемости. По нему можно определить показатель (индекс) прокаливаемости по Джомини. Один из пяти вариантов показателя представляет собой твердость HRC на заданном расстоянии l от охлаждаемого торца: $P \frac{HRC}{l}$. Например, $P \frac{60}{10}$ означает, что образец имеет твердость 60 HRC на расстоянии 10 мм от торца.

По специальной номограмме, предложенной М. Е. Блантером, можно определить критический диаметр (максимальный диаметр образца, при котором в данном охладителе в центре образца получается мартенситная структура) в зависимости от формы тела (шар, цилиндр, брусок с разными соотношениями L/D или L/a) и охлаждающей среды (воздух, минеральное масло, вода при разной температуре, водный раствор щелочи или соли, “идеальная” охлаждающая жидкость). Все оси номограммы строятся в логарифмических координатах

На рис. 12 приведен упрощенный вариант номограммы Блантера для определения критического диаметра при закалке цилиндра с соотношением L/D равным 4 для трех различных реальных охлаждающих сред (вода при 20 °С, минеральное масло и воздух). “Идеальное охлаждение” происходит в гипотетической охлаждающей жидкости, отнимающей тепло с бесконечно большой скоростью.

Правила пользования номограммой рассмотрим на следующем примере. Примем, что в опыте по торцовой закалке мы получили расстояние от торца образца до полумартенситной зоны равным 20 мм. Отложим эту величину на шкале, помещенной в верхней части диаграммы. От найденной точки опускаем перпендикуляр до пересечения с наклонной линией, обозначенной как “идеальное охлаждение”. От точки пересечения проводим влево горизонтальную линию до пересечения с линией реальной охлаждающей среды (например, минеральное масло). От последней точки пересечения опускаем перпендикуляр до шкалы “критический диаметр”, и получаем значение 52 мм. Попутно можем определить, что идеальный критический диаметр равен 84 мм.

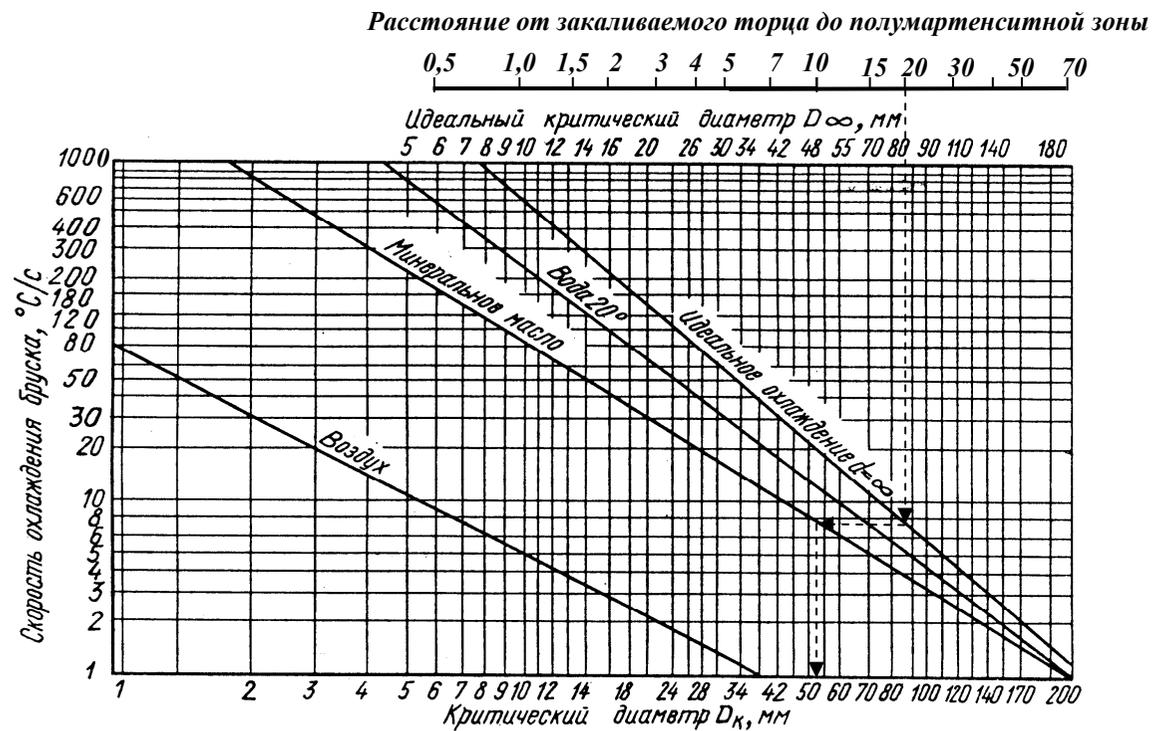


Рис. 12. Номограмма для определения прокаливаемости

Методика выполнения работы

1. Поместить стандартный образец в печь и прогреть его.
2. Извлечь образец из печи и быстро перенести в установку для торцевой закалки.
3. Пустить воду и полностью охладить образец.
4. Сошлифовать по длине образца с диаметрально противоположных сторон две лыски.
5. Измерить твердость образца вдоль обеих лысок и заполнить таблицу.
6. Построить кривую прокаливаемости.
7. Найти с помощью номограммы Блантера критические диаметры для условий заданных преподавателем.

Необходимое оборудование и материалы

1. Муфельная печь для нагрева образца.
2. Установка для проведения торцевой закалки.
3. Твердомер Роквелла.
4. Закаливаемый образец.
5. Шлифовальный круг.
6. Номограмма Блантера.

Содержание отчета

1. Краткое описание проведенной работы.
2. Эскиз установки для испытания стали на прокаливаемость методом торцевой закалки.
3. Таблица замеров твердости образца.
4. График распределения твердости по длине образца с указанием числа прокаливаемости.
5. Критические диаметры тел различной формы и размеров при охлаждении в различных средах.

Контрольные вопросы

1. Что такое прокаливаемость стали?
2. Какова структура закаленного слоя?
3. Назовите главные факторы, влияющие на прокаливаемость стали.

4. Что называется критическим диаметром заковки?
5. В какой закалочной среде прокаливаемость имеет наибольшую величину?
6. Как влияет перегрев аустенита на прокаливаемость?
7. Можно ли в целях увеличения прокаливаемости рекомендовать высокие температуры нагрева под заковку?

Лабораторная работа 9 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Цель работы: ознакомление с процессами пластической деформации и рекристаллизации металла, изучение влияния степени пластической деформации на величину зерна металла после рекристаллизации.

Содержание работы

Студент проводит холодную пластическую деформацию алюминиевых образцов, подвергает их рекристаллизации и определяет зависимость величины рекристаллизованных зерен от степени пластической деформации.

Техника безопасности

1. Работы проводить только с разрешения преподавателя.
2. Для укладки и выемки образцов из печи использовать специальные щипцы.
3. Не открывать дверцы печи в процессе нагрева образца.
4. После окончания работы выключить печь и убрать рабочее место.

Теоретические сведения

Холодной пластической деформацией называется деформация металла при температуре ниже температуры рекристаллизации. В результате холодной пластической деформации происходит перестройка внутреннего строения металлов и сплавов, что приводит к изменению как физико-химических, так и механических свойств. Повышение прочности и уменьшение пластичности металла в результате холодной пластической деформации называется наклепом или нагартовкой.

В результате пластической деформации происходит изменение не только формы деформируемого материала, но и его микро- и субмикроструктуры. Зерна поворачиваются, располага-

ясь так, чтобы деформация происходила с наименьшей затратой энергии. Отдельные части зерен перемещаются относительно друг друга, что приводит к раздроблению и измельчению зерен. Измельченные зерна также поворачиваются и вытягиваются вдоль направления действующих усилий.

В процессе холодной пластической деформации повышается общий запас внутренней энергии, в результате чего материал переходит в неравновесное состояние, которое устойчиво сохраняется вследствие малой подвижности атомов в этих условиях. При пластической деформации сдвиг в металлах происходит из-за перемещения дислокаций в плоскостях скольжения. Пластическая деформация вызывает появление и накопление в металле новых дислокаций. Плотность дислокаций в недеформированном металле составляет 10^6 - 10^8 дислокаций/см², после деформации она достигает 10^{10} - 10^{12} дислокаций/см². Накопление дислокаций тормозит их передвижение в кристаллах, что вызывает повышение сопротивления металла деформации, т.е. упрочнение. Дальнейшее протекание пластической деформации все более затрудняется, способность металла к пластическому деформированию уменьшается, а напряжения деформации увеличиваются. Повышение электросопротивления пластически деформированного металла связано с повышением плотности точечных дефектов и искажением кристаллической решетки, что создает препятствия движению свободных электронов. Растет также химическая активность деформированных металлов и сплавов, они характеризуются пониженным сопротивлением коррозии и легче растворяются в агрессивных средах.

Деформированный металл по сравнению с недеформированным находится в неравновесном, термодинамически неустойчивом состоянии. Неустойчивая и неравновесная структура холоднодеформированного металла стремится к переходу в устойчивое состояние, поэтому при нагреве наклепанного металла до некоторой температуры, называемой температурой рекристаллизации, происходит изменение внутреннего строения металла и, следовательно, его свойств.

Запасенная свободная энергия уменьшается поэтапно путем протекания накладывающихся друг на друга процессов возврата, рекристаллизации обработки и собирательной рекристаллизации.

На первом этапе при наиболее низких температурах протекает возврат, включающий в себя отдых и полигонизацию. Отдых предшествует полигонизации и сопровождается уменьшением концентрации точечных дефектов до равновесной (10^{16} дефектов/см³), при этом возможны некоторые перемещения отдельных дислокаций скользящим. При полигонизации наблюдаются значительные изменения дислокационной структуры: часть дислокаций разного знака аннигилирует, часть поглощается границами зерен. Избыточные дислокации одного знака скользящим и переползанием выстраиваются в дислокационные малоугловые границы, расчленяющие деформированные зерна на обособленные блоки с пониженной по сравнению с деформированным состоянием плотностью дислокаций. При этом искажения кристаллической решетки снижаются, прочность несколько уменьшается.

При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает, и в деформированном металле появляются зародыши первичной рекристаллизации. Они возникают в микрообъемах с высокой локальной кривизной кристаллической решетки, содержащих не менее 10^{10} дислокаций/см². Рост зародышей первичной рекристаллизации приводит к получению в рекристаллизованном металле новых равноосных зерен, свободных от напряжений.

Для каждого металла характерна своя температура начала рекристаллизации. Температура начала рекристаллизации находится в определенной зависимости от абсолютной температуры плавления и чистоты металла:

$$T_p = aT_{пл},$$

где T_p – абсолютная температура рекристаллизации, К;

$T_{пл}$ – абсолютная температура плавления, К;

a – коэффициент, зависящий от чистоты металла и степени его деформации.

Для технически чистых металлов и сплавов $a = 0,3 \div 0,4$; для чистых металлов $a = 0,1 \div 0,2$; для сплавов твердых растворов

$a = 0,5 \div 0,8$. В табл. 5 приведены температуры начала рекристаллизации и рекристаллизационного отжига основных металлов.

Таблица 5

Металлы	Температура, °С	
	начала рекристаллизации (при $a = 0,4$)	рекристаллизационного отжига
Железо	450	600 – 700
Сталь	450	600 – 700
Медь	270	450 – 500
Латунь	250	400 – 500
Алюминий	100	250 – 350

Рекристаллизация является диффузионным процессом и протекает неравномерно, т.е. одни зерна зарождаются раньше, другие позднее. Рекристаллизация обработки (первичная) заканчивается, когда металл полностью состоит из новых равноосных зерен. При этом снижается прочность и повышается пластичность. Более высокий нагрев приводит к развитию собирательной рекристаллизации, т.е. к росту одних рекристаллизованных зерен за счет других, более мелких. Чем выше температура нагрева, тем интенсивнее идет собирательная рекристаллизация. Собирательная рекристаллизация также протекает неравномерно и практически начинается раньше, чем заканчивается первичная рекристаллизация. Размер рекристаллизованного зерна во многом определяет свойства металлов. На величину рекристаллизованного зерна оказывают влияние температура рекристаллизационного отжига, продолжительность процесса, степень предварительной деформации и химический состав металла. При критических степенях пластической деформации (3-8 %) величина зерна резко возрастает и может превышать размер исходного зерна. Поэтому на практике следует избегать малых степеней деформации. В целом, чем больше степень деформации, тем меньше величина рекристаллизованного зерна, так как скорость образования зародышей при последующей рекристаллизации возрастает в большей степени, чем скорость их роста. На рис. 13 показана макроструктура рекристаллизованных зерен алюминия в зависимости от степени предварительной деформа-

ции 0, 2, 4, 6, 8 и 10 %. Характер изменения механических свойств наклепанного металла при нагреве показан на рис. 14.

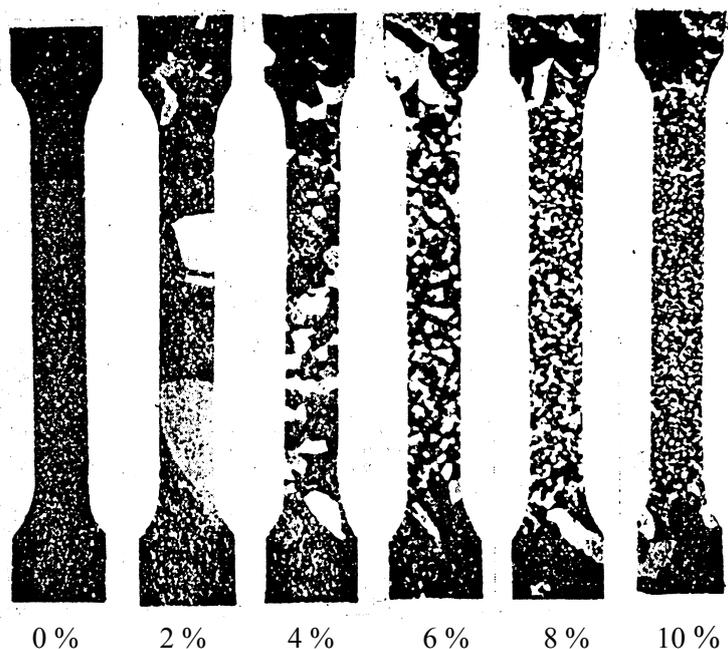


Рис. 13. Макроструктура алюминия после рекристаллизации в зависимости от степени предварительной деформации

При нагреве до температуры начала рекристаллизации (T_p) предел прочности и особенно предел текучести резко снижаются, а пластичность увеличивается. В процессе собирательной рекристаллизации механические свойства практически не изменяются. Более высокий нагрев сопровождается дальнейшим ростом зерна и уменьшением пластичности вследствие перегрева. Часто после больших степеней деформации в рекристаллизованном металле возникает текстура рекристаллизации, т.е. новые рекристаллизованные зерна имеют преимущественную кристаллографическую ориентировку. Образование текстуры рекристаллизации приводит к анизотропии механических свойств отожженного металла.

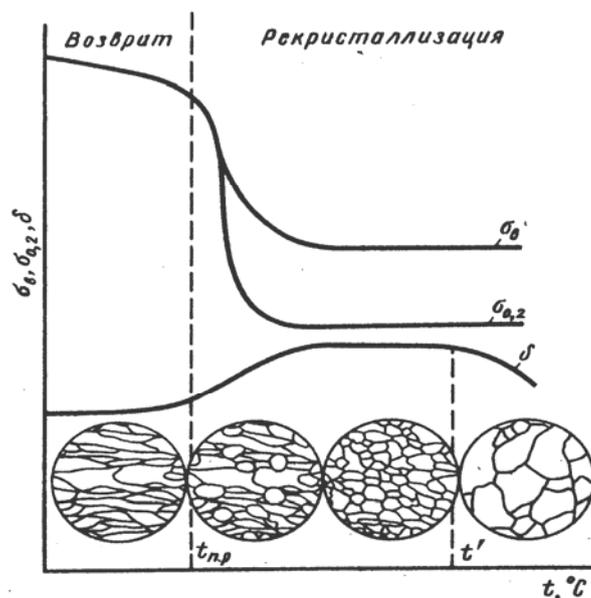


Рис. 14 Влияние нагрева на механические свойства и структуру наклепанного металла

Порядок выполнения работы

1. Отжечь пять пластинчатых образцов при температуре 550-600 °С в течение 20 мин.

2. Протравить одну из пластинок в течение 10-15 мин в растворе КОН или NaOH с массовой долей 20 % или в растворе соляной кислоты с массовой долей 50 %, после чего промыть в растворе азотной кислоты с массовой долей 20 %, а затем в воде и высушить. Определить размер исходного зерна.

3. На средней части пластинок нанести тонкие риски на расстоянии 100 мм друг от друга. Концы пластинок зажать в специальном устройстве или в разрывной машине и подвергнуть деформации на заданную преподавателем величину:

$$K = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100,$$

где K – заданная степень деформации, %;

l_K – длина пластинки после деформации, мм;

l_0 – начальная длина пластинки, мм.

После деформации повторно измерить расстояние между рисками и уточнить полученную степень деформации.

4. Подвергнуть пластинки рекристаллизации при температуре 550-600 °С в течение 20 мин, охладить на воздухе.

5. Протравить пластинки согласно пункту 2 и определить размер рекристаллизованных зерен.

6. Построить график зависимости размера зерна d от степени пластической деформации.

7. Проанализировать полученную зависимость и сделать выводы о влиянии холодной пластической деформации на механические свойства металла.

Необходимое оборудование и материалы

1. Муфельная печь.
2. Щипцы.
3. Образцы алюминия (150×10×0,3 мм).
4. Растворы-травители.
5. Штангенциркуль.
6. Устройство для растяжения образцов.

Содержание отчета

1. Описание экспериментальной части.
2. График зависимости размера зерна от степени пластической деформации.

Вывод о влиянии размера зерна на механические свойства.

Контрольные вопросы

1. Что такое пластическая деформация?
2. В чем состоит практическое значение способности металла к пластической деформации?
3. Как влияет температура на сопротивление металла пластическому деформированию?

4. В чем различие между горячей и холодной пластической деформацией?
5. Что такое наклеп?
6. Что такое текстура рекристаллизации, и как она влияет на свойства металла?
7. Как изменяются свойства деформированного металла при нагреве?
В чем сущность процесса возврата?
8. Что такое полигонизация?
9. В чем сущность процессов первичной и вторичной рекристаллизации?
10. Как влияет состав сплава на температуру рекристаллизации?
11. Что такое критическая степень пластической деформации?
12. Как изменяются строение и свойства металла при горячей пластической деформации?
13. Каково назначение рекристаллизационного отжига, и как он осуществляется?

Лабораторная работа 10 **ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ** **В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ**

Цель работы: ознакомление с методикой определения макронапряжений или напряжений I рода.

Содержание работы

Студенту выдаются образцы сталей в напряженном и отожженном состоянии. Он снимает на дифрактометре ДРОН-2,0 дифрактограмму с обоих образцов, определяет напряжения I рода в испытуемом образце и оформляет отчет.

Техника безопасности

1. Все студенты, приступая к работе, должны ознакомиться с правилами работы на дифрактометре ДРОН-2,0 и расписаться в журнале по технике безопасности.
2. Съемка дифрактограмм проводится только с разрешения преподавателя и в его присутствии.
3. Включение и выключение дифрактометра проводятся только по разрешению преподавателя.

Теоретические сведения

Под макронапряжениями понимают упругие напряжения, уравнивающиеся в объеме всего изделия или в его значительной части. Эти макронапряжения вызывают упругие искажения в металле. Рентгеноанализ этих напряжений не требует разрушения изделия, но выявляет их только в поверхностном слое.

Все атомные плоскости во всех кристаллитах поликристалла, одинаково ориентированные по отношению к действующим упругим силам, однородно меняют свои межплоскостные расстояния d . Напряжения на поверхности образца можно разложить на главные ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$), которые являются нормальными (σ_3) и

тангенциальными (σ_1, σ_2) к поверхности образца. Нормальная составляющая напряжения σ_3 на поверхности равна нулю.

Упругая деформация ε в поверхностных слоях образца в направлении, перпендикулярном к поверхности, находится так:

$$\varepsilon = -\frac{\mu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2),$$

где E – модуль упругости;

μ – коэффициент Пуассона.

Если напряжения σ_1 и σ_2 растягивающие, то ε будет деформацией сжатия и наоборот.

Чтобы определить ε , необходимо найти величину изменения межплоскостных расстояний $\Delta d/d$ в атомных плоскостях параллельных поверхности образца, поскольку

$$\varepsilon = \Delta d/d.$$

В этом случае

$$\frac{\Delta d}{d} = -\frac{\mu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2)$$

или

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\mu} \cdot \frac{\Delta d}{d}.$$

Определение $\Delta d/d$ может быть произведено точным измерением углов Вульфа-Брэгга ϑ дифракционного максимума ненапряженного (отожженного) \mathcal{G}_1 и напряженного \mathcal{G}_2 образцов. Зная \mathcal{G}_1 и \mathcal{G}_2 , можно определить d_1 и d_2 по формуле

$$d = \frac{\lambda n}{2 \sin \vartheta},$$

где λ – длина волны рентгеновского излучения;

n – порядок отражения.

Длина волны λ и отражающие плоскости с выбранным значением d должны быть подобраны так, чтобы значение ϑ было близко к 80° .

Методика выполнения работы

1. Получить у преподавателя напряженный и отожженный образцы.

2. Снять дифракционные максимумы в режиме непрерывной записи на диаграммную ленту обоих образцов.

3. На дифрактограмме провести линию фона. Между линией фона и вершиной дифракционного максимума провести 8-10 отрезков на равном расстоянии друг от друга параллельно линии фона.

Найти середины проведенных отрезков, ограниченных боковыми сторонами дифракционного максимума.

Провести линию, соединяющую середины отрезков, продолжить ее до пересечения с линией фона (точка А) и измерить в миллиметрах расстояние от точки А до ближайшей угловой отметки.

4. Зная скорость вращения счетчика и скорость движения диаграммной ленты, вычислить точные значения угла 2ϑ .

5. Вычислить значения d ненапряженного и напряженного образцов, найти значение $\Delta d/d$ и определить макронапряжения ($\sigma_1 + \sigma_2$).

Необходимое оборудование и материалы

1. Дифрактометр ДРОН-2,0.
2. Набор отожженных и напряженных стальных образцов.
3. Измерительная линейка с миллиметровыми делениями.

Содержание отчета

1. Подбор излучения и отражающих атомных плоскостей с углом Вульфа-Брэгга близким к 80° .
2. Определение угла ϑ отожженного и напряженного образцов.
3. Вычисление макронапряжений и выводы.

Контрольные вопросы

1. При каких видах термообработки стали возникают макронапряжения?
2. Почему при закалке стали образуются трещины на поверхности образцов?

3. Что характеризует коэффициент Пуассона?
4. Что определяет жесткость материала?
5. Как можно устранить макронапряжения в деталях?
6. Какие макронапряжения повышают предел выносливости металлов и сплавов?

Лабораторная работа 11 ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ

Цель работы: ознакомление с методикой определения фазового состава материала по данным о межплоскостных расстояниях кристаллических веществ.

Содержание работы

Студенту выдается рентгенограмма, снятая с исследуемого сплава. Он измеряет расстояния между симметричными линиями рентгенограммы и рассчитывает межплоскостные расстояния анализируемого вещества. Сравнивая вычисленные значения межплоскостных расстояний с табличными, студент определяет фазовый состав исследуемого вещества.

Теоретические сведения

Каждая фаза обладает своей кристаллической решеткой. Семейства атомных плоскостей, образующих эту решетку, обладают своим, характерным только для данной решетки набором значений межплоскостных расстояний d .

Знание межплоскостных расстояний исследуемого объекта позволяет, таким образом, охарактеризовать его кристаллическую решетку и установить во многих случаях, с каким веществом (фазой) мы имеем дело. Данные о межплоскостных расстояниях для различных фаз можно найти в специальных таблицах и справочной литературе. В них данные о межплоскостных расстояниях расположены в порядке убывания значений d/n , где n – целые числа (1, 2, 3...) или так называемый порядок отражения.

Определение фазового состава поликристаллических веществ по их межплоскостным расстояниям является одной из наиболее распространенных и сравнительно легко решаемых задач материаловедения. Важно, что эта задача может быть решена для любого поликристаллического вещества независимо от типа его кристаллической решетки.

Из формулы Вульфа-Брегга

$$n\lambda = 2d \sin \vartheta,$$

где λ – длина волны рентгеновского излучения,

ϑ – угол отражения рентгеновских лучей от атомной плоскости, так называемый угол Вульфа-Брегга, следует, что

$$d/n = \lambda/2\sin\vartheta.$$

Поскольку λ (длина волны рентгеновского излучения, в котором получена рентгенограмма) есть величина известная, то задача определения межплоскостных расстояний d/n сводится к нахождению углов ϑ для всех линий рентгенограммы.

Излучение рентгеновских трубок для фазового анализа содержит α -лучи и β -лучи с разными длинами волн. Мощность α излучения в 4-5 раз больше, чем β излучения. Длины волн рентгеновских лучей даны в ангстремах, $1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ м}$.

Методика выполнения работы

По рентгенограмме поликристаллического вещества, снятой в цилиндрической камере, определить углы ϑ и межплоскостные расстояния.

С помощью табличных данных о межплоскостных расстояниях для металлических фаз установить, от какого вещества была снята рентгенограмма.

Для облегчения расчетов рекомендуется заносить исходные данные, результаты замеров и расчета в табл. 6 единой формы и заполнять ее непосредственно по столбцам. Формы записи исходных данных и расчетной таблицы приведены ниже.

Расчет рентгенограммы № _____ для определения межплоскостных расстояний

Исходные данные

Излучение

Диаметр камеры $D_k = \dots$ мм

(диаметр камеры D_k находят непосредственно по рентгенограмме, пользуясь формулой $\pi D = H + B$ (рис. 15)).

Радиус исследуемого образца $\rho = \dots$ мм

Таблица 6

№ линии п/п	I	$2L$ (изм.)	$2L$ (изм.)	ϑ (приблиз.) $\pm 0,5^\circ$	Поправка на ρ	$2L$ (испр.)	ϑ точн $\pm 3'$	$\sin \vartheta$	α (β)	d/n	d/n (табл.)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12

Результат исследования:

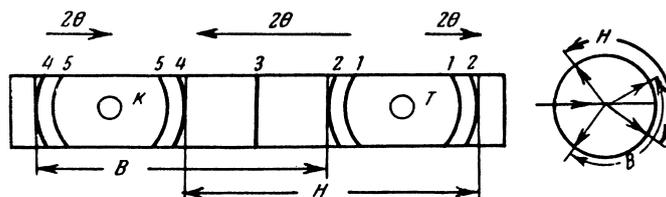


Рис. 15. Схема съемки столбика в цилиндрической камере Дэбая (РКД)

Пояснения к форме таблицы

Столбец 1 – порядковый номер линии. Нумерация линий ведется по одной половине рентгенограммы в порядке возрастания углов ϑ от малых углов к большим.

Столбец 2 – интенсивности линий рентгенограммы. Оценка их производится на глаз, по пятибалльной системе:

Интенсивность	Принятое обозначение
Очень сильная	о.с.
Сильная	с.
Средняя	ср.
Слабая	сл.
Очень слабая	оч. сл.

Столбец 3 содержит результаты измерения расстояния между парой линий, симметрично расположенных относительно

входного отверстия рентгенограммы. Это расстояние равно длине дуги окружности, отвечающей углу $(360 - 4\vartheta)^\circ$. Измерение нужно производить с помощью линейки с миллиметровыми делениями, имеющей скошенные края (точность измерения на глаз должна составлять 0,1-0,2 мм), или с помощью специального прибора – компаратора. В этом случае точность промеров может быть повышена до $\pm 0,01$ мм. Линия отсчета должна проходить строго по середине рентгенограммы; отсчет следует вести от середины линии (по ширине), поскольку линии имеют конечную ширину.

Столбец 4 – содержит результаты измерения расстояний между парами линий, симметрично расположенных относительно выходного отверстия рентгенограммы. Это расстояние равно длине дуги окружности, отвечающей углу $4\vartheta^\circ$. Промеры ведутся так, как было указано выше.

Для линий, симметрично расположенных относительно входного отверстия, сюда записывают значение

$$2L = \pi D_k - 2L'.$$

Столбец 5 – значение угла ϑ , определенное по формуле

$$\vartheta = 2L \frac{57,3}{2D_k}$$

Это значение ϑ не следует определять с точностью большей, чем $0,5^\circ$, так как оно является предварительным и в дальнейшем будет уточнено.

Столбец 6 – поправка на поглощение образца Δ , вычисленная по формуле

$$\Delta = \rho(1 + \cos 2\vartheta),$$

где ρ – радиус образца, мм.

Для упрощения расчета следует пользоваться табл. 7, в которой для каждого значения ϑ дается значение Δ для образца определенного радиуса. Величину ϑ берут из табл. 6 (столбец 5). Для расчетов, не требующих особо высокой точности, поправку достаточно вычислять с точностью $\pm 0,05$ мм.

Столбец 7 – величину $2L_{испр}$ получают, вычитая поправки Δ из $2L_{изм}$, т.е.

$$2L_{испр} = L_{изм} - \Delta.$$

Таблица 7

Поправка на поглощение в образце радиусом $\rho: \Delta = \rho(1 + \cos 2\vartheta)$

ϑ°	ρ , мм									
	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35	0,40	0,45	0,50	0,55	0,60
10	0,29	0,39	0,49	0,58	0,68	0,78	0,87	0,97	1,07	1,16
12	0,29	0,38	0,48	0,57	0,67	0,76	0,86	0,96	1,05	1,14
14	0,28	0,38	0,47	0,56	0,66	0,75	0,85	0,94	1,03	1,13
16	0,28	0,38	0,46	0,55	0,65	0,74	0,83	0,92	1,02	1,12
18	0,27	0,37	0,45	0,54	0,63	0,72	0,81	0,90	1,00	1,09
20	0,27	0,35	0,44	0,53	0,62	0,71	0,80	0,89	0,97	1,06
22	0,26	0,34	0,43	0,52	0,60	0,69	0,77	0,86	0,95	1,03
24	0,25	0,33	0,42	0,50	0,58	0,67	0,75	0,84	0,92	1,00
26	0,24	0,32	0,41	0,49	0,57	0,65	0,73	0,81	0,89	0,97
28	0,23	0,31	0,39	0,47	0,55	0,62	0,70	0,78	0,86	0,96
30	0,23	0,30	0,38	0,45	0,52	0,60	0,68	0,75	0,83	0,90
32	0,22	0,29	0,36	0,43	0,50	0,58	0,65	0,72	0,79	0,86
34	0,21	0,28	0,35	0,41	0,48	0,55	0,62	0,69	0,76	0,83
36	0,20	0,26	0,33	0,39	0,46	0,52	0,59	0,66	0,72	0,78
38	0,19	0,25	0,31	0,37	0,43	0,50	0,56	0,62	0,68	0,74
40	0,18	0,23	0,29	0,35	0,41	0,47	0,53	0,59	0,64	0,70
42	0,17	0,22	0,27	0,33	0,39	0,44	0,49	0,55	0,61	0,66
44	0,16	0,21	0,26	0,31	0,36	0,42	0,47	0,52	0,57	0,62
46	0,14	0,19	0,24	0,29	0,34	0,38	0,43	0,48	0,53	0,58
48	0,14	0,18	0,22	0,27	0,32	0,36	0,40	0,45	0,49	0,54
50	0,12	0,17	0,21	0,25	0,29	0,33	0,37	0,41	0,46	0,50
52	0,11	0,15	0,19	0,23	0,27	0,30	0,34	0,38	0,42	0,46
54	0,10	0,14	0,17	0,21	0,24	0,28	0,31	0,34	0,38	0,41
56	0,09	0,13	0,16	0,19	0,22	0,25	0,28	0,32	0,35	0,38
58	0,08	0,11	0,14	0,17	0,20	0,22	0,25	0,28	0,31	0,34
60	0,08	0,10	0,13	0,15	0,18	0,20	0,22	0,25	0,27	0,30
65	0,05	0,07	0,09	0,11	0,13	0,14	0,16	0,18	0,20	0,22
70	0,03	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,10	0,12	0,13	0,14
75	0,02	0,03	0,03	0,04	0,05	0,05	0,06	0,07	0,07	0,08
80	0,01	0,01	0,02	0,02	0,02	0,02	0,03	0,03	0,03	0,04

Столбец 8 – величина $\vartheta_{\text{точн}}$ в градусах и минутах, полученная с помощью формулы

$$\vartheta = 2L_{\text{испр}} \frac{57,3}{2D_{\kappa}}$$

При переводе десятых мм в минуты следует помнить, что одна десятая соответствует 6 минутам.

Столбец 9 – $\sin \vartheta$. Значения $\sin \vartheta$ должны быть записаны с точностью до четвертого знака после запятой.

Столбец 10 – разделение α - и β -отражений. После определения $\sin \vartheta$ необходимо произвести отделение линий, получившихся за счет β -излучения (« β -линий»), от линий, получившихся за счет α -излучения.

Если плоскости оказались в одних кристаллитах под отражающим углом ϑ_α по отношению к λ_α , тогда

$$\sin \vartheta_\alpha = \frac{n\lambda_\alpha}{2d}. \quad (1)$$

В других кристаллитах аналогичные плоскости могут оказаться под отражающим углом ϑ_β по отношению к λ_β , тогда

$$\sin \vartheta_\beta = \frac{n\lambda_\beta}{2d}. \quad (2)$$

β -линии должны быть слабее по интенсивности, чем α -линии, образовавшиеся при отражении от аналогичных плоскостей; кроме того, они должны быть расположены под меньшими углами ϑ (так как $\lambda_\beta < \lambda_\alpha$).

Из (1) и (2) следует, что

$$\frac{\sin \vartheta_\beta}{\sin \vartheta_\alpha} = \frac{\lambda_\beta}{\lambda_\alpha} = 0,9009,$$

откуда

$$\sin \vartheta_\beta = 0,9009 \sin \vartheta_\alpha. \quad (3)$$

Практически в ряду $\sin \vartheta$ находят значения $\sin \vartheta$, соответствующие наиболее интенсивным отражениям о.с., с., и ср. по визуальной шкале. Согласно (3) находят, каковы значения $\sin \vartheta_\beta$ для соответствующих отражений. Полученный ряд $\sin \vartheta_\beta$ сопоставляют с расчетными значениями $\sin \vartheta$.

Если найдется линия, для которой $\sin \vartheta$ окажется равным значению, вычисленному из (3), и если интенсивность этой линии окажется заметно меньшей (примерно в 4-5 раз), чем у линии, приписанной α -излучению, то эти две линии действительно образовались благодаря отражению лучей K_β и K_α от плоскостей с одинаковым значением d . Тогда в столбце 10 против этих двух

линий проставляется соответственно значок β или α . При этом у линии β , менее интенсивной и расположенной при меньших углах, рекомендуется внизу в качестве индекса указывать номер соответствующей α -линии.

Если такой линии β не найдется, то значит она не выявилась на рентгенограмме вследствие своей слабой интенсивности. При визуальной оценке интенсивности по пятибалльной шкале полезно проверить наличие β -линий у более интенсивных из слабых линий. Первая линия рентгенограммы, снятой без фильтра, чаще всего оказывается β -отражением.

Столбец 11 – значения d/n в ангстремах, определенные только для линий α по формуле

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda_{\alpha}}{2 \sin \vartheta_{\alpha}}$$

При расчетах, не требующих повышенной точности, значение d должно быть подсчитано с точностью $\pm 0,01 \text{ \AA}$ при $\vartheta < 60^{\circ}$ и $\pm 0,001 \text{ \AA}$ при $\vartheta > 60^{\circ}$. Данные о длинах волн даны в табл. 8.

Таблица 8

Длины волн различных излучений

Анод трубки	Тип излучения	λ_{α}
Хром	α	2,29092
	β	2,08480
Железо	α	1,93728
	β	1,75653
Кобальт	α	1,79020
	β	1,62075
Медь	α	1,54178
	β	1,39217
Молибден	α	0,71069
	β	0,63225

Столбец 12 – табличные значения d/n берутся из справочника. При сравнении экспериментальных значений d/n с табличными следует учитывать, что табличные значения даны, как правило, для фаз высокой чистоты. Поэтому при наличии

растворенных примесей в исследуемой фазе ее значения d/n могут несколько отличаться от табличных (в пределах $\pm 0,005-0,01 \text{ \AA}$).

В столбец 12 записывают для сравнения значения межплоскостных расстояний, взятые из таблиц для вещества, каким является, по мнению исполнителя работы, исследуемый объект.

Содержание отчета

Описание методики выполнения расчета межплоскостных расстояний.

1. Заполненные таблицы замеров и расчетов (табл. 6).
2. Выводы по результатам расчетов.

Контрольные вопросы

1. Существует ли зависимость между периодами решетки и значениями межплоскостных расстояний?
2. Увеличится или уменьшится число линий на рентгенограмме при изменении длины волны рентгеновского излучения?
3. Как влияет диаметр образца на величину поправки Δ ?
4. Где больше ошибка определения межплоскостных расстояний – на первых или последних линиях?
5. Как можно измерить расстояние между линиями рентгенограммы?

Лабораторная работа 12

ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: изучение диаграмм фазового равновесия и фазовых превращений в бинарных сплавах алюминия с другими элементами.

Содержание работы

Студент изучает диаграммы состояния важнейших алюминиевых сплавов и все фазовые превращения, наблюдаемые в них, зарисовывает структуру сплавов. Для сплава заданного состава описывает все фазовые превращения, происходящие в нем при нагреве или охлаждении, и определяет химический состав всех фаз.

Теоретические сведения

Алюминий является важнейшим металлом, широко применяемым для изготовления разнообразных алюминиевых сплавов.

Цвет алюминия серебристо-белый со своеобразным тусклым оттенком. Кристаллизуется алюминий в пространственной решетке гранцентрированного куба, аллотропических превращений у него не обнаружено.

Алюминий имеет малую плотность ($2,7 \text{ г/см}^3$), высокую электропроводность (составляющую около 60 % электропроводности чистой меди) и значительную теплопроводность.

В результате окисления алюминия кислородом воздуха на его поверхности образуется защитная оксидная пленка. Наличием этой пленки объясняется высокая коррозионная стойкость алюминия и многих алюминиевых сплавов.

Алюминий достаточно стоек в обычных атмосферных условиях и против действия концентрированной (90-98 %) азотной кислоты, однако он легко разрушается при действии большинства других минеральных кислот (серная, соляная), а также щелочей. Он обладает высокой пластичностью как в холодном, так и горя-

чем состоянии, хорошо сваривается газовой и контактной сваркой, но плохо обрабатывается резанием и отличается низкими литейными свойствами.

Для прокатанного и отожженного алюминия характерны следующие механические свойства: $\sigma_s = 80-100$ МПа, $\delta = 35-40$ %, $HB = 250-300$ МПа.

При нагартовке прочность алюминия повышается, а пластичность снижается. Соответственно степени деформации различают отожженный (АД-М), полунагартованный (АД-П) и нагартованный (АД-Н) алюминий. Отжиг алюминия для снятия наклепа проводится при 350-410 °С.

Чистый алюминий находит разнообразное применение. Из технического алюминия АД1 и АД, содержащего соответственно не менее 99,3 и 98,8 % Al, изготавливают полуфабрикаты – листы, трубы, профили, проволоку для заклепок. В электротехнике алюминий служит для замены более дорогой и тяжелой меди при изготовлении проводов, кабелей, конденсаторов, выпрямителей и т.п.

Важнейшими элементами, вводимыми в алюминиевые сплавы, являются медь, кремний, магний и цинк.

Алюминий с медью образует твердые растворы переменной концентрации. При температуре 0 °С растворимость меди в алюминии равна 0,3 %, а при температуре эвтектики 548 °С она увеличивается до 5,6 %. Алюминий и медь в соотношении 46:54 образуют стойкое химическое соединение $CuAl_2$.

Рассмотрим состояние сплавов алюминия с медью в зависимости от их состава и температуры (рис. 16). Линия CDE на диаграмме представляет собой линию ликвидуса, а линия CNDF является линией солидуса. Горизонтальный участок линии солидуса NDF называется также эвтектической линией.

Линия MN показывает переменную по температуре растворимость меди в алюминии. Следовательно, линия MN является границей между ненасыщенными твердыми растворами и растворами насыщенными. Поэтому эту линию часто называют также линией предельной растворимости.

В области I любой сплав будет представлять собой однородный жидкий раствор алюминия с медью, т.е. $Al \rightleftharpoons Cu$.

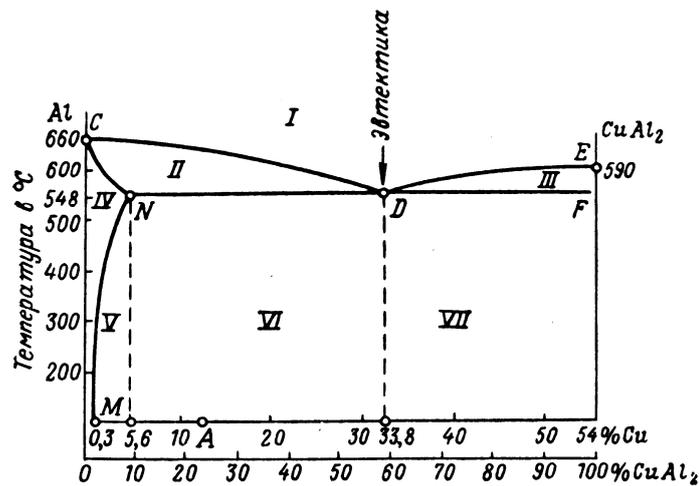


Рис. 16. Диаграмма состояния системы Al – CuAl₂

В областях II и III сплавы будут находиться частично в жидком и частично в твердом состояниях. В области II твердой фазой будет твердый раствор меди в алюминии, а жидкой – жидкий раствор алюминия и меди, т.е. Al(Cu) + (Al ⇌ Cu), если твердый раствор ограниченной растворимости меди в алюминии условимся обозначать как Al(Cu).

В области III жидкой фазой будет являться также жидкий раствор алюминия и меди, а твердой – металлическое соединение CuAl₂, т.е. CuAl₂_I + (Al ⇌ Cu). Индекс «I» (первичный) показывает, что CuAl₂ образовалось при кристаллизации из жидкого состояния. В остальных областях полностью затвердевшие сплавы будут иметь следующее строение:

в области IV – однородный твердый раствор меди в алюминии, т.е. Al(Cu);

в области V – твердый раствор меди в алюминии и вторичный CuAl₂_{II};

в области VI – твердый раствор меди в алюминии, вторичный CuAl_2 и эвтектика, т.е. $\text{Al}(\text{Cu}) + \text{CuAl}_{2\text{II}} + [\text{Al}(\text{Cu}) + \text{CuAl}_2]$;

в области VII – первичный CuAl_2 и эвтектика, т.е. $\text{CuAl}_{2\text{I}} + [\text{Al}(\text{Cu}) + \text{CuAl}_2]$.

Эвтектика этих сплавов представляет собой особую механическую смесь чередующихся мельчайших кристаллов твердого раствора меди в алюминии и металлического соединения CuAl_2 , т.е. $[\text{Al}(\text{Cu}) + \text{CuAl}_2]$.

Все сплавы системы Al – CuAl_2 по структуре и концентрации можно разделить на четыре группы:

- 1-я группа содержит меди от 0 до 0,3 %;
- 2-я группа содержит меди от 0,3 до 5,6 %;
- 3-я группа содержит меди от 5,6 до 33,8 %;
- 4-я группа содержит меди от 33,8 до 54 %.

Рассмотрим строение сплавов системы Al – CuAl_2 . На рис. 17, а показана структура сплава первой группы, состоящая из зерен твердого раствора меди в алюминии. Структура сплава второй группы приведена на рис. 17, б: видны зерна твердого раствора меди в алюминии и кристаллы вторичного CuAl_2 . Структура доэвтектического сплава (твердый раствор меди в алюминии, кристаллы вторичного CuAl_2 и эвтектика) приведена на рис. 17, в. Структура эвтектического сплава – эвтектика, состоящая из мельчайших кристалликов твердого раствора меди в алюминии и CuAl_2 дана на рис. 17, г. На рис. 17, д приведена структура заэвтектического сплава, состоящая из первичных кристаллов CuAl_2 и эвтектики.

В сплавах, содержащих эвтектику, можно по структуре определить содержание меди. Однако в этом случае надо учитывать количество меди, находящееся в эвтектике и в твердом растворе. Например, в доэвтектическом сплаве, содержащем 30 % эвтектики и 70 % твердого раствора, количество меди в эвтектике

$$k_x = \frac{30 \cdot 33,8}{100} = 10,14 \%,$$

а в твердом растворе

$$k_y = \frac{70 \cdot 5,6}{100} = 3,92 \%.$$

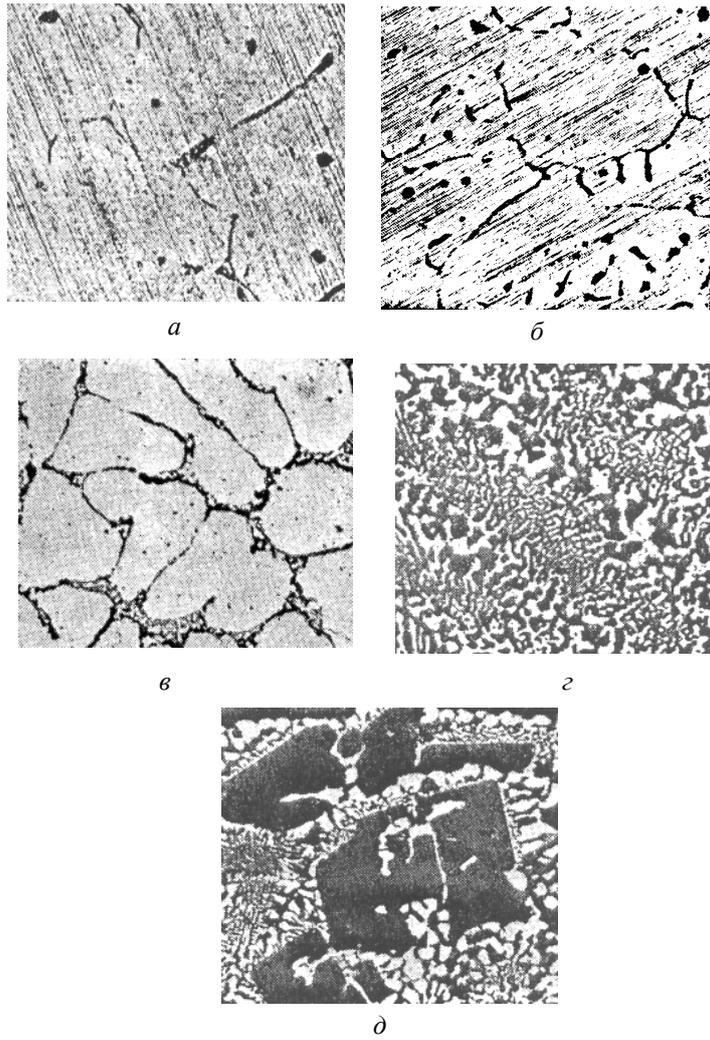


Рис.17. Микроструктуры сплавов алюминия с медью:
a – 0,2 % Cu; *б* – 3 % Cu; *в* – 14 % Cu; *г* – 33,8 % Cu; *д* – 40 % Cu

Следовательно, исследуемый сплав содержит
 $k_x + k_y = 14,06$ % меди,
что соответствует точке А, лежащей на оси абсцисс диаграммы состояния системы Al – CuAl₂ (рис. 16).

При определении состава заэвтектических сплавов рассчитывают количество меди, находящееся в эвтектике и в химическом соединении CuAl₂. Сумма этих количеств будет соответствовать содержанию меди в заэвтектическом сплаве. Химическое соединение CuAl₂ отличается большой твердостью и хрупкостью.

В технике применяются преимущественно алюминиевые сплавы, содержащие 2-5 % меди, которые называются дуралюминами. Они хорошо обрабатываются давлением и имеют высокие механические свойства после термической обработки и нагартовки. Дуралюмины применяют для изготовления деталей и элементов конструкций средней и повышенной прочности ($\sigma_s = 420-520$ МПа), требующих долговечности при переменных нагрузках, в строительных конструкциях. Из дуралюмина изготавливают обшивки, шпангоуты, стрингеры и лонжероны самолетов, силовые каркасы и кузова грузовых автомобилей и т.д.

Сплавы Al с Si называют силуминами. Они обладают хорошими литейными свойствами и содержат 4-13 % Si. Из диаграммы состояния этих сплавов (рис. 18) следует, что силумины представляют собой доэвтектические или эвтектические сплавы, содержащие в структуре значительные количества эвтектики.

Однако при литье в обычных условиях эти сплавы приобретают неудовлетворительное строение, так как эвтектика получается грубопластинчатой, с крупными включениями хрупкого кремния, что сообщает сплавам низкие механические свойства.

На рис. 19, а представлена структура силумина марки АЛ2, содержащего 11-13 % Si. В соответствии с диаграммой состояния алюминий – кремний сплав такого состава имеет эвтектическое строение. Эвтектика состоит из α -твердого раствора кремния в алюминии (светлый фон) и игольчатых крупных и хрупких кристаллов кремния. Игольчатые выделения частиц кремния создают

внутренние острые надрезы в пластичном алюминии и приводят к преждевременному разрушению при нагружении.

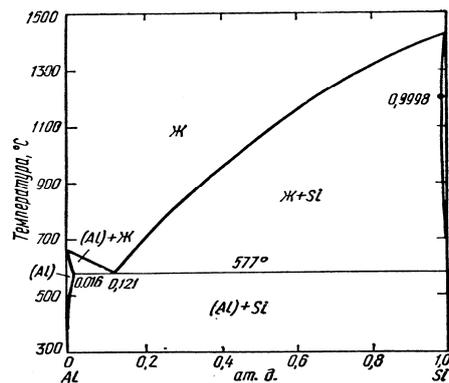


Рис. 18. Диаграмма состояния системы Al – Si

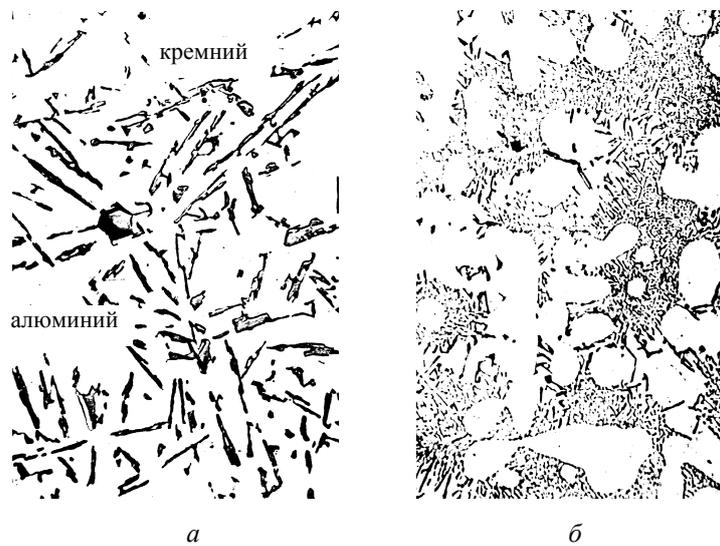


Рис.19. Силумин: *а* – до модифицирования, грубоигольчатая эвтектика (Al-Si) и первичные выделения кремния; *б* – после модифицирования, мелкодисперсная эвтектика (Al-Si) и дендриты твердого раствора кремния и других элементов в алюминии

Введение модификатора меняет характер кристаллизации. Происходит смещение линий диаграммы состояния так, что сплав с 11-13 % кремния становится доэвтектическим. В структуре появляются избыточные светлые зерна α -твердого раствора (рис.19, б). Модификатор изменяет форму частиц кремния: вместо игольчатых выпадают мелкие равноосные, не создающие опасных концентраций напряжений при нагружении. В результате модифицирования предел прочности повышается с 130 до 160 МПа, а относительное удлинение с 2 до 4 %.

В сплавах, обрабатываемых давлением, содержание кремния менее 1 %. В алюминиевых сплавах, содержащих магний, кремний связывается с ним в устойчивое металлическое соединение Mg_2Si ; оно образует с

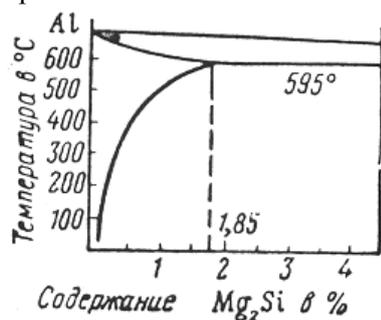


Рис. 20. Диаграмма состояния системы Al – Mg_2Si

алюминием диаграмму состояния эвтектического типа с ограниченными твердыми растворами (рис. 20).

Соединение Mg_2Si отличается высокой твердостью, его переменная растворимость в алюминии позволяет достигать значительного упрочнения при термической обработке.

В электротехнике применяют алюминиевые сплавы типа альдрей, легированные магнием и кремнием. При старении закаленных сплавов Mg_2Si выпадает из твердого раствора и упрочняет его. В результате такой обработки удается получить предел прочности до 350 МПа при относительном удлинении 10-15 %. Существенно, что электрическая проводимость такого сплава составляет 85 % электрической проводимости проводникового алюминия. Это обусловлено тем, что из твердого раствора при старении почти полностью удаляется Mg_2Si и сплав состоит из чистого алюминия и упрочняющей фазы (Mg_2Si).

Магний образует с алюминием твердые растворы, а также β -фазу на основе соединения Mg_2Al_3 . В большинство алюминиие-

вых сплавов вводится магния не более 3 %, но в некоторых литейных сплавах типа магналия содержание его доходит до 12 %.

Как видно из рис. 21, в сплавах алюминия с магнием образуется эвтектика. Растворимость магния в алюминии сильно меняется с изменением температуры. В качестве примера можно привести сплав АЛ8. В литом состоянии он имеет структуру, состоящую из зерен твердого раствора магния в алюминии и включений хрупкого соединения Al_3Mg_2 . После литья проводится гомогенизация при температуре $430\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 15-20 часов, затем следует закалка в масле.

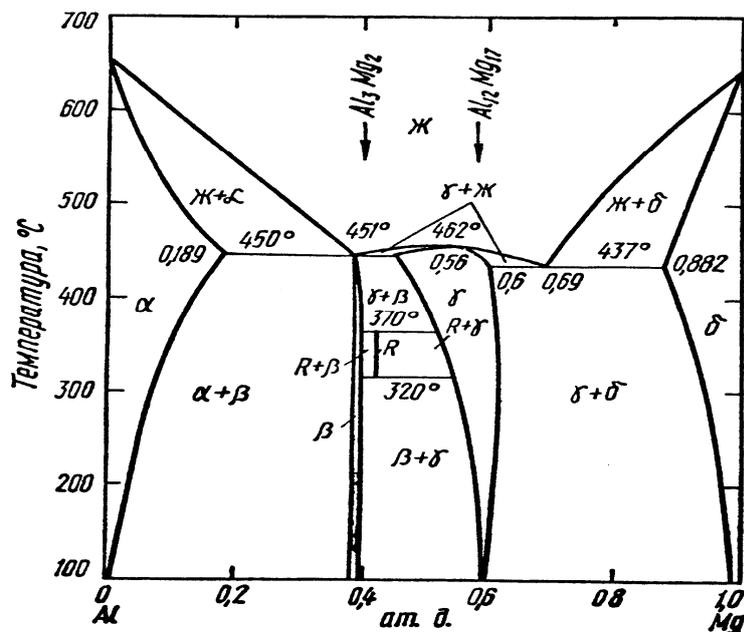


Рис. 21. Диаграмма состояния системы Al – Mg

В процессе гомогенизации включения Al_3Mg_2 полностью переходят в твердый раствор. Закаленный сплав приобретает достаточную прочность ($\sigma_6 = 300\text{ МПа}$) и большую пластичность. Одновременно сплав приобретает высокую коррозионную стойкость.

Старение для сплава АЛ8 является вредным: резко снижается пластичность и ухудшается коррозионная стойкость.

Цинк вводится в некоторые высокопрочные алюминиевые сплавы в количестве до 9 %. В двойных сплавах с алюминием при температуре выше 250 °С цинк (в этих пределах) находится в твердом растворе (рис. 22).

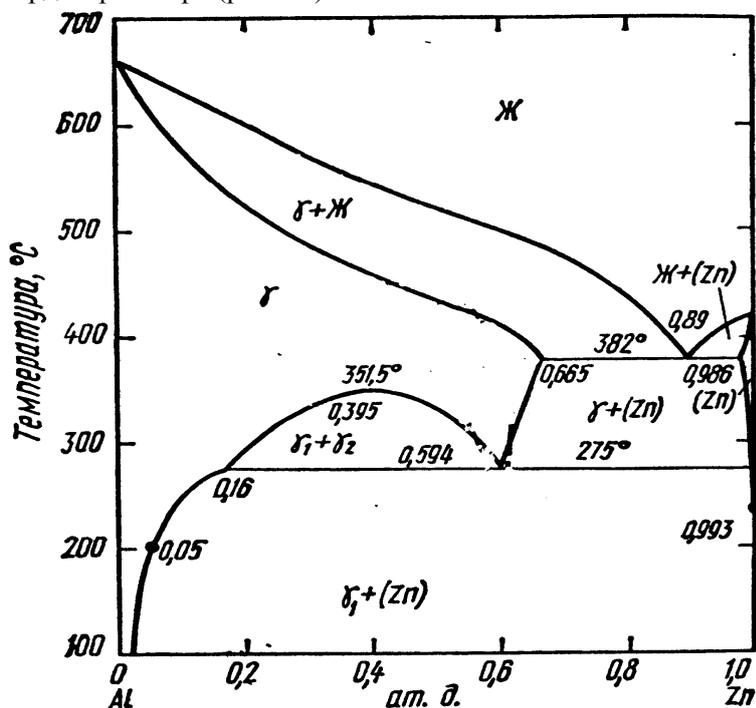


Рис. 22. Диаграмма состояния системы Al – Zn

Все высокопрочные сплавы имеют сложный химический состав. Так, сплав В95 содержит 6 % Zn, 2,3 % Mg, 1,7 % Cu, 0,4 % Mn и 0,15 % Cr. Цинк, магний и медь образуют с алюминием твердые растворы и металлические соединения $MgZn_2$, Al_2CuMg – S-фаза, $Mg_4Zn_3Al_3$ – T-фаза. При нагревании эти металлические соединения растворяются в алюминии. Например при температуре 475 °С растворимость $MgZn_2$ в алюминии по-

вышается до 18 % (рис. 23). После закалки и искусственного старения сплав В95 имеет $\sigma_s = 600$ МПа, $\delta = 12$ %. Марганец и хром усиливают эффект старения и повышают коррозионную стойкость сплава.

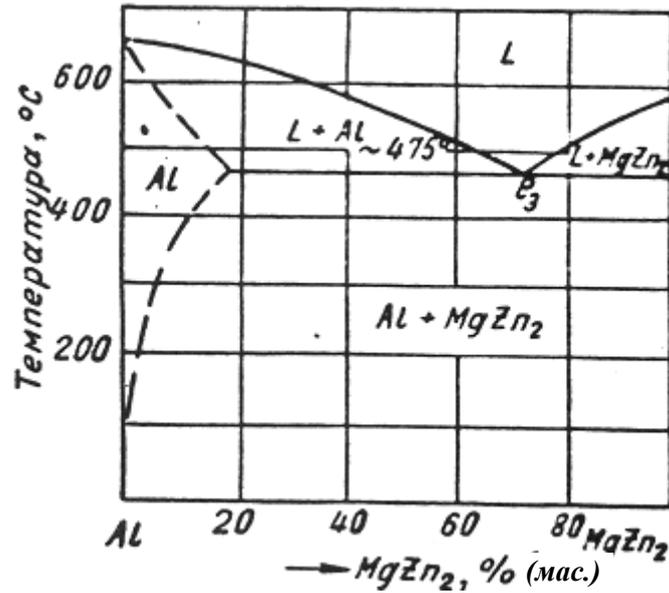


Рис. 23. Диаграмма состояния системы Al – MgZn₂

Необходимое оборудование и материалы

1. Металлографический микроскоп.
2. Набор шлифов алюминиевых сплавов.
3. Стенд с микроструктурами алюминиевых сплавов.

Содержание отчета

1. Зарисовки микроструктур изученных сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.
2. Копирование диаграммы фазового равновесия, указанной преподавателем.

3. Для сплава заданного состава описание всех фазовых превращений при нагреве или охлаждении и определение химического состава фаз.

Контрольные вопросы

1. Почему коррозионная стойкость многих алюминиевых сплавов ниже коррозионной стойкости чистого алюминия?
2. Можно ли по микроструктуре сплава определить тип сплава – литейный или деформируемый?
3. Какова структура деформируемых алюминиевых сплавов, не упрочняемых термической обработкой?
4. Каким путем достигается упрочнение однофазных алюминиевых сплавов?
5. Какова упрочняющая термическая обработка двухфазных алюминиевых сплавов?
6. Что является целью закалки дуралюмина?
7. Каковы основные механические свойства дуралюмина?
8. Какие сплавы называются силуминами?
9. Какова удельная прочность алюминиевых сплавов?
10. Основные легирующие элементы в алюминиевых сплавах.

Лабораторная работа 13

ДИАГРАММЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ И СТРУКТУРЫ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: изучение диаграмм фазового равновесия и фазовых превращений в бинарных сплавах меди с другими элементами.

Содержание работы

Студент изучает диаграммы состояния важнейших медных сплавов и все фазовые превращения наблюдаемые в них, зарисовывает структуры сплавов. Для сплава заданного состава описывает все фазовые превращения, происходящие в нем при нагреве или охлаждении, и определяет химический состав всех фаз.

Теоретические сведения

Чистая медь – металл розовато-красного цвета, она кристаллизуется в решетке гранцентрированного куба. Отличительными свойствами меди являются высокая электрическая проводимость (93,1 % от электрической проводимости серебра) и теплопроводность, а также высокая пластичность в холодном состоянии. Плотность меди 8,94 г/см³.

Чистая медь марок М0 (99,95 % Cu) и М1 (99,9 % Cu) применяется в промышленности преимущественно для изготовления электропроводов. Для приготовления сплавов используется медь марок М2 и М3, в которых допускается большее содержание примесей. Медь этих марок служит также для изготовления электроконтактов, шин и других электропроводящих деталей, различных прокладок, уплотнительных колец, заглушек, стопоров, ниппелей и т.п. Кроме того, медь может быть использована при производстве металлокерамических материалов.

Висмут и свинец почти нерастворимы в меди в твердом состоянии и образуют с ней легкоплавкие эвтектики, плавящиеся при температурах 270 и 326 °С соответственно. Поэтому уже при небольшом содержании этих элементов медь проявляет в услови-

ях горячей обработки давлением хрупкость, объяснимую плавлением этих эвтектик. В связи с этим висмут и свинец являются особенно вредными примесями, допустимыми лишь в очень малых количествах.

К числу вредных примесей относится также кислород, понижающий пластичность меди как в горячем, так и холодном состояниях.

Примеси сильно влияют на электрическую проводимость меди. Особенно сильно снижают электрическую проводимость фосфор и кремний.

Механические свойства чистой меди сильно зависят от степени деформации в холодном состоянии. Например, предел прочности отожженной меди после обжата на 50 % возрастает от 200 до 400 МПа, удлинение при этом падает с 45 до 5 %.

Пластичность меди можно восстановить рекристаллизационным отжигом при температуре 550-650 °С в восстановительной атмосфере.

Медь устойчива против коррозии в атмосферных условиях, однако разрушается под действием аммиака, сернистого газа, азотной кислоты и других агрессивных сред. При нагревании медь легко окисляется.

Сплавы меди с цинком называются латунями. Содержание цинка в латунях составляет от 4 до 42 %. В некоторые латуни вводят также свинец, олово, алюминий, кремний, марганец, железо и другие элементы.

По своей коррозионной стойкости латуни значительно превосходят железо, углеродистую сталь и многие сорта легированной стали. Обычно латуни применяют в форме прокатанных полуфабрикатов – в виде листов, лент, прутков.

Из рис. 24 видно, что при затвердевании фаза α (раствор на основе меди) образуется, как твердый раствор в изоморфной системе. Так же образуются и фазы β , γ , δ , ϵ и η . Однако, в определенных пределах концентрации эти фазы образуются по перитектическим реакциям (902, 834, 700, 598 и 424 °С соответственно). Таким образом, диаграмма состояния Cu–Zn может быть разделена на пять перитектических диаграмм – фрагментов.

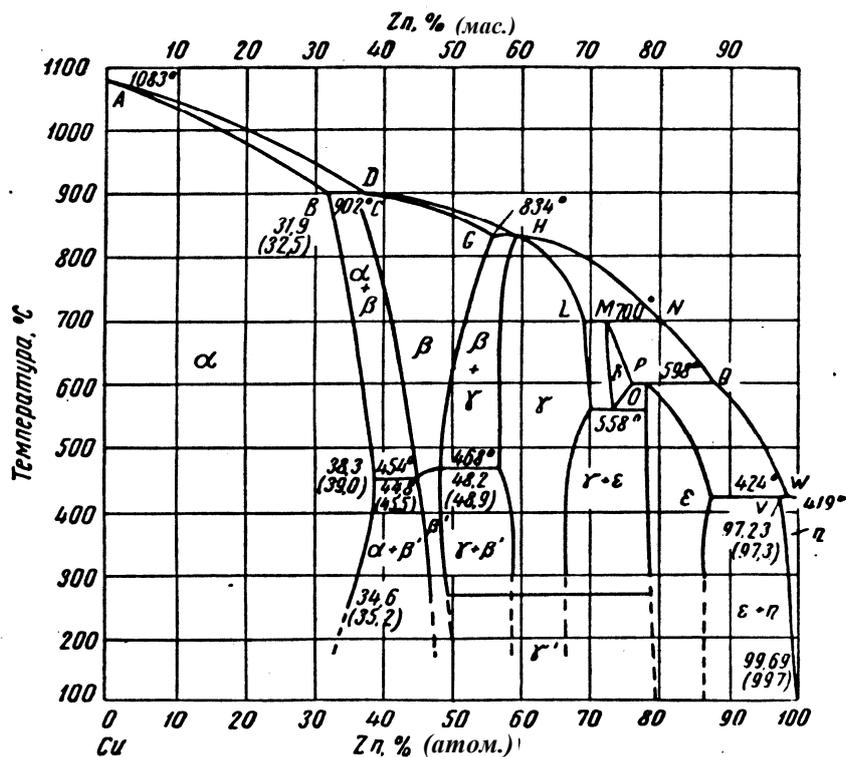


Рис. 24. Диаграмма состояния системы Cu – Zn

Фаза β ниже температуры 468-454 °C находится в упорядоченном состоянии. Фаза δ при охлаждении распадается, образуя эвтектоидную смесь $\gamma + \epsilon$ при 558 °C. В отличие от многих других систем в системе Cu–Zn предельная растворимость цинка в твердой меди увеличивается с понижением температуры от 902 до 450 °C.

В зависимости от состава и тем самым от фазового состояния Cu–Zn сплавы называются α -латунями, $\alpha+\beta$ -латунями или β -латунями. Структура α -латуни показана на рис.25, а. Структура $\alpha+\beta$ -латуни показана на рис. 25, б. Фаза α светлая. При высокой

температуре отжига или обработки давлением (750-800 °С) сплав был однофазным (β), а при охлаждении из β -фазы (на рис.20, *б* – темная) выделилась α -фаза. Произошло также превращение $\beta \rightarrow \beta'$. Фаза β' с большим содержанием Zn травится темнее. По правилу рычага можно определить состав сплава, измерив площадь, занимаемую α - и β' -фазами на шлифе. Путем закалки в воде $\alpha+\beta'$ -латуни можно получить мартенситную структуру. При этом получается более высокая твердость, чем после отжига. Однако практического значения такая обработка латуни не имеет из-за значительной хрупкости, получающейся после закалки.

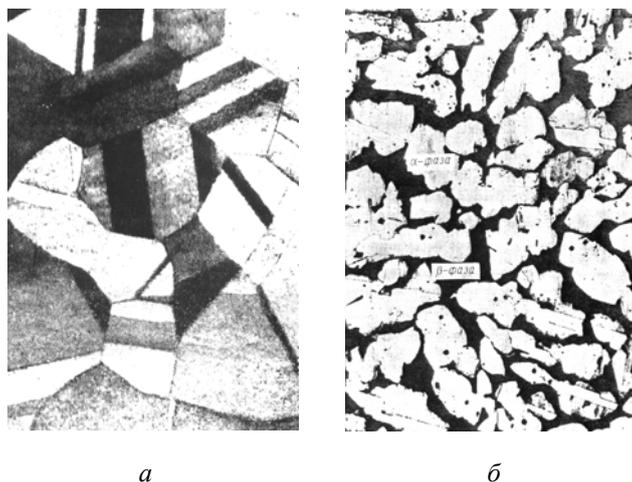


Рис. 25. Структура латуни

В состоянии наклепа латунь уже при 20 % Zn и выше подвержена коррозии и растрескиванию по границам зерен, если в ней не устранены путем нагрева до 200-250 °С внутренние напряжения. Особенно выражено явление «коррозионного растрескивания» в атмосфере, содержащей аммиак.

Однофазная β -латунь не приобрела практического значения из-за ее хрупкости. Особенно она хрупка в состоянии упорядочения (β'), которое не удается полностью предотвратить даже при

очень быстром охлаждении от температуры выше точки Курнакова.

При повышении содержания цинка в α -латуни до 30 % возрастают ее прочность и пластичность. При дальнейшем повышении содержания цинка от 30 до 45 % прочность (σ_b) продолжает расти, а пластичность (δ , ψ , КСЧ) резко уменьшается, особенно с появлением в структуре β' -фазы. Выше 45 % Zn уменьшается также и прочность, хотя твердость при этом растет.

В $\alpha + \beta$ - латуни свинец не является вредной примесью. Для улучшения обрабатываемости резанием его специально вводят в количестве 1 % в латунь с 40 % Zn (марка ЛС59-1). Несмотря на то, что свинец образует легкоплавкие включения, он в данном случае не оказывает вредного действия, так как при превращении $\alpha + \beta \rightleftharpoons \beta$ (см. рис. 24, вертикаль 40 % Zn) он располагается не по границам зерен, а внутри кристаллов α -фазы, кристаллизующихся на включениях свинца, как на зародышах.

Ввиду малого расстояния между линиями ликвидус и солидус на диаграмме равновесия Cu–Zn дендритная ликвация в латунях выражена слабо. Из-за этой же особенности диаграммы равновесия сплавы Cu-Zn склонны к образованию значительной усадочной раковины при кристаллизации. Поэтому латунь применяется как деформируемый сплав, а не как литейный. Деформируемость латуни достаточно хороша и при высокой, и при низкой температуре. Практически найдено, что α -латунь хрупка в интервале температур 300-700 °С, поэтому обработку давлением ведут выше 700 °С или ниже 300 °С. Латуни со структурой $\alpha + \beta$ при горячей обработке давлением нагревают до температуры однофазного (β) состояния.

Медноцинковые латуни легируют, вводя в них дополнительные компоненты: алюминий, кремний, железо и др. Таким способом добиваются повышения механических и антикоррозионных свойств.

Оловянистая бронза – это сплав меди и олова. Он обладает наименьшей усадкой среди всех известных в настоящее время сплавов. Поэтому оловянистая бронза применяется для изготовления отливок. Классическим содержанием олова в бронзе, из-

вестным еще со времен бронзового века, является содержание 10 % Sn. И в настоящее время 10 %-ная бронза применяется в машиностроении.

Из рис. 26 видно, что фазы β , γ и η образуются при затвердевании либо непосредственно из жидкой фазы (как в изоморфных системах), либо по перитектическим реакциям $L + \alpha \rightleftharpoons \beta$ при 798°C , $L + \beta \rightleftharpoons \gamma$ при 755°C и $L + \varepsilon \rightleftharpoons \eta$ при 415°C . Фаза η образуется также при 227°C при эвтектическом распаде $L \rightleftharpoons \text{Sn} + \eta$. При охлаждении в твердом состоянии образуются фазы ε , ζ и δ . Фаза ε из γ -фазы ($\gamma \rightleftharpoons \varepsilon$) и фазы ζ и δ – по перитектоидным реакциям ($\gamma + \varepsilon \rightleftharpoons \zeta$ и $\gamma + \zeta \rightleftharpoons \delta$) при 640 и 590°C соответственно. В системе Cu–Sn имеются также четыре эвтектоидных превраще-

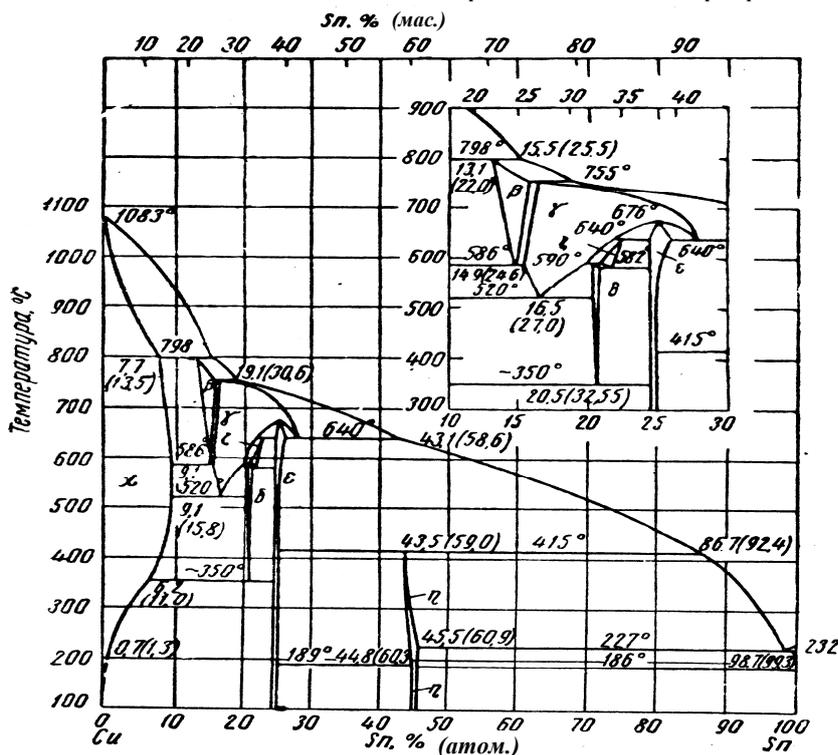


Рис. 26. Диаграмма состояния системы Cu – Sn

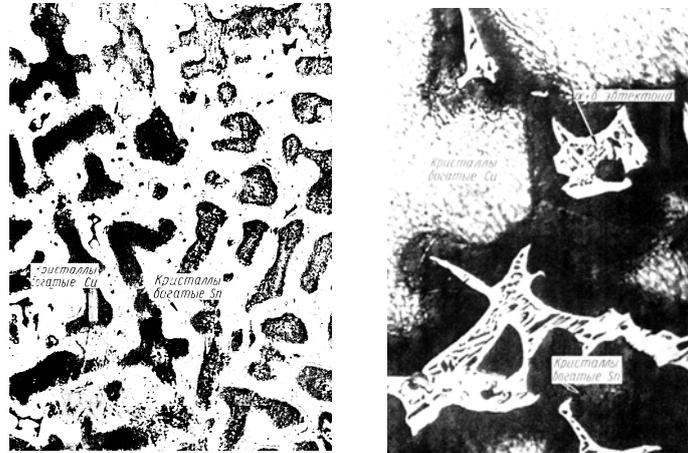
ния: при 586 °C ($\beta \rightleftharpoons \gamma + \alpha$), 582 °C ($\zeta \rightleftharpoons \delta + \epsilon$), 520 °C ($\gamma \rightleftharpoons \alpha + \delta$) и 350 °C ($\delta \rightleftharpoons \alpha + \epsilon$). В этой системе при 640 °C имеется своеобразное фазовое превращение, относящееся к сплавам, содержащим 38-58,6 % Sn. При этой температуре в таких сплавах идет превращение $\gamma \rightleftharpoons L + \epsilon$, т.е. при охлаждении твердая γ -фаза распадается на две: жидкую и твердую (ϵ). Иными словами, при охлаждении твердое вещество плавится. Учение о минимуме термодинамического потенциала не запрещает плавления твердого раствора при охлаждении и его затвердевания при нагреве.

Фаза α имеет, как и чистая медь, гранцентрированную кубическую решетку, период которой меняется с составом в области α -раствора. Фазы β , δ и ϵ , состав которых меняется в узких пределах, – это соединения, которым можно приписать химические формулы Cu_5Sn , $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ и Cu_3Sn . Состав фазы η приблизительно описывается формулой Cu_6Sn_5 . Эта фаза упорядочена ниже 189-186 °C.

Растворимость меди в твердом олове не превышает 0,006 % при эвтектической температуре, т.е. она очень мала и практически можно считать, что область твердого раствора на стороне Sn отсутствует, как это показано на рис. 26.

В соответствии с диаграммой состояния бронза с 10 % Sn должна затвердевать в виде однофазного сплава и при дальнейшем охлаждении из твердого раствора α должна выделяться ϵ -фаза. Ее выделения могут располагаться по границам зерен. В практических условиях обычной технологии литья структура формируется по иному. Из-за большого расстояния между линиями ликвидус и солидус в сплавах получается значительная дендритная ликвация. На рис. 27 изображена типичная микроструктура 10 % бронзы (*a* – травление 5 % аммиачным раствором CuCl_2 ; 200 \times ; *b* – травление 3 % раствором FeCl и 10 % HCl ; 1000 \times). Светлые оси дендритов, обогащенные медью, представляют собой α -фазу. Серая составляющая, затвердевшая при более низкой температуре, обогащена оловом. Эта составляющая наряду с α -фазой содержит также эвтектоид $\alpha + \beta$. Этот эвтектоид, как видно из диаграммы равновесия, мог появиться только пото-

му, что в отдельных местах образовалась γ -фаза, т.е. произошло обогащение оловом выше 15,8 %. Длительным отжигом при температуре около 800 °С дендритная ликвация устраняется и сплав становится однофазным. Выделение ε -фазы соответствует линии ограниченной растворимости, т.е. ниже 300 °С в обычных условиях медленного охлаждения не происходит.



а б
Рис. 27. Структура оловянистой бронзы

В промышленности широко распространены бронзы, не содержащие олова, например, алюминиевые бронзы, в основе которых лежит двухкомпонентная система Cu – Al. Для дополнительного легирования применяют Mn, Fe, Ni. Содержание алюминия, как и других легирующих элементов, в различных марках колеблется в широких пределах. Применяются как однофазные, так и двухфазные сплавы в литом и деформированном состояниях.

Рассмотрим возможные превращения в сплавах меди с алюминием (рис. 28). При температурах затвердевания (плавления) происходят следующие превращения: эвтектическое $L \rightleftharpoons \alpha + \beta$ (при 1037 °С), четыре перитектических: $L + \beta \rightleftharpoons \chi$ (при 1036 °С), $L + \chi \rightleftharpoons \gamma_1$ (при 1022 °С), $L + \gamma_1 \rightleftharpoons \varepsilon_1$ (при 958 °С) и $L + \varepsilon_2 \rightleftharpoons \eta_1$

(при 624 °С), а также эвтектическое $L \rightleftharpoons \alpha_{Al} + \theta$ (при 548 °С). Имеется также вырожденная перитектическая реакция при температуре 591 °С, при которой жидкость, не изменяя состава, превращается в θ -фазу.

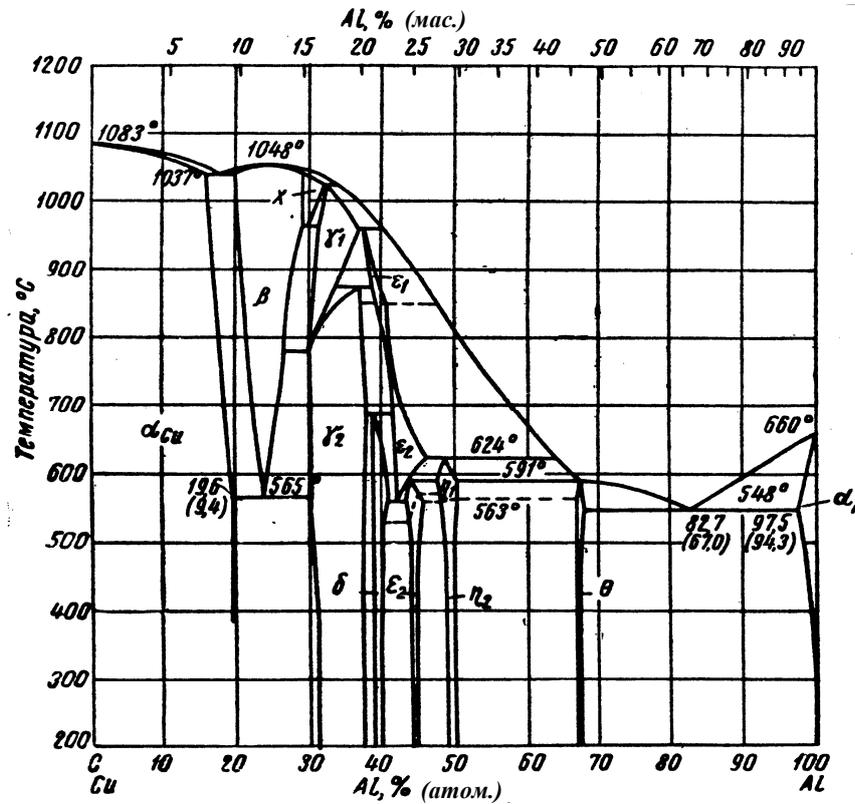


Рис. 28. Диаграмма состояния системы Cu – Al

В твердом состоянии происходят четыре эвтектоидных превращения и три перитектоидных. К эвтектоидным относятся: $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma_2$ (при 565 °С), $x \rightleftharpoons \beta + \gamma_1$ (при 963 °С), $\epsilon_2 \rightleftharpoons \delta + \zeta_2$ (при 560°С) и $\gamma_1 \rightarrow \gamma_2$ (при 780 °С). Последнее превращение вырожденное, его можно рассматривать как аллотропическое, идущее без

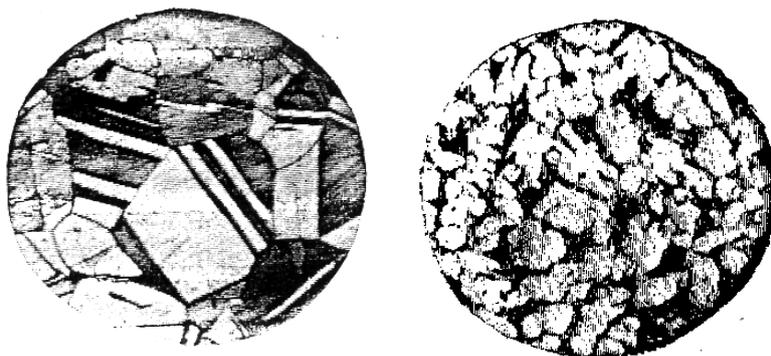
изменения состава при 780 °С в сплаве с 15,6 % Al. С увеличением содержания алюминия это превращение протекает в интервале температур, с изменением состава фаз γ_1 и γ_2 – как в изоморфных системах. Перитектоидные превращения таковы: $\gamma_1 + \varepsilon_1 \rightleftharpoons \gamma_2$ (при 873 °С), $\gamma_2 + \varepsilon_2 \rightleftharpoons \delta$ (при 686 °С) и $\varepsilon_2 + \eta_1 \rightleftharpoons \xi_2$.

Фаза α , твердый раствор на базе Cu, имеет решетку меди (г.ц.к.) с периодом, изменяющимся по мере увеличения концентрации алюминия. Фазы β и γ_2 могут быть приблизительно описаны формулами Cu_3Al и Cu_9Al_4 . Переходы $\varepsilon_1 \rightleftharpoons \varepsilon_2$ и $\eta_1 \rightleftharpoons \eta_2$, показанные на рис. 28 пунктирными линиями, связаны с упорядочением этих фаз при охлаждении. Фаза θ , почти постоянного состава, описывается формулой CuAl_2 .

На рис. 29, а показана структура однофазной α -бронзы с 7 % Al, применяющейся для пружин после горячей обработки давлением и отжига. Полиэдрические (или, иначе, полигональные) зерна содержат большое количество двойников, как многие другие отожженные металлы и сплавы с гранцентрированной кубической решеткой. Бронза с большим содержанием алюминия (в данном случае 10 %) наряду с α -фазой содержит также эвтектоид $\alpha + \gamma_2$ (рис. 29, б). Его количество, судя по структуре, составляет приблизительно 25 %, что несколько больше рассчитанного по правилу рычага из диаграммы равновесия. Это может быть результатом ликвации.

Алюминиевая двухфазная ($\alpha + \gamma_2$) бронза с 8-10 % Al, как и ее разновидности, дополнительно легированные Fe, Mn и Ni, может быть упрочнена закалкой на мартенсит. Для этого нужно нагреть сплав до однофазного состояния (β) и от температуры, соответствующей β -области на диаграмме равновесия, закалить в воде. Получается игольчатая структура, обозначаемая β' -фазой, очень похожая на мартенситную структуру других сплавов.

Закалка алюминиевых бронз приобрела практическое значение и применяется в машиностроении для различных деталей – как литых, так и прессованных.



а б
Рис. 29. Микроструктуры алюминиевой бронзы

Высокие прочность и пластичность, хорошие технологические и антикоррозионные свойства, высокое сопротивление износу – все это делает алюминиевую бронзу в ее различных разновидностях материалом широкого применения.

Среди медных сплавов встречается бериллиевая бронза (2-3 % Be, остальное Cu) благодаря ее способности упрочняться при старении. В твердом растворе на основе меди наблюдается ограниченная растворимость бериллия, возрастающая с температурой (от 0,16 до 2,1 %), что и определяет способность сплава к упрочнению. После закалки и старения бериллиевая бронза имеет предел прочности $\sigma_b=1500$ МПа при удлинении 2-3 %. Главное назначение этой бронзы – пружины.

В качестве подшипниковых сплавов применяются свинцовистые бронзы. Одна из таких бронз содержит 70 % Cu и 30 % Pb. После затвердевания этот сплав состоит из кристаллов меди и свинца (рис. 30). Эти металлы почти нерастворимы один в другом в твердом состоянии. Даже в жидком состоянии имеется ограниченная растворимость, что приводит к расслоению в расплавленном состоянии и усиливает ликвацию по плотности. Эта ликвация возникает вследствие значительной разницы плотностей меди и свинца. Для устранения ликвации свинцовистую бронзу не-

обходимо тщательно перемешивать перед разливкой и быстро охлаждать в процессе затвердевания.



Рис. 30. Свинцовистая бронза БрС30

Необходимое оборудование и материалы

1. Металлографический микроскоп.
2. Набор шлифов медных сплавов.
3. Стенд фотографий микроструктур медных сплавов.

Содержание отчета

1. Зарисовки микроструктур изученных сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.
2. Рисунок диаграммы фазового равновесия, указанной преподавателем.
3. Для сплава заданного состава описание всех фазовых превращений при нагреве или охлаждении и определение химического состава фаз.

Контрольные вопросы

1. Какие бронзы являются антифрикционными?
2. Какая из латуней является двухфазной?
3. Какой сплав называется латунью?
4. Какие бронзы упрочняются термообработкой?
5. Какая бронза является самой высокопрочной?
6. Какова жаростойкость медных сплавов?
7. Какова удельная прочность медных сплавов?
8. Как меняется структура закаленной бериллиевой бронзы при искусственном старении?
9. Какой из литейных медных сплавов обладает наименьшей усадкой?

Лабораторная работа 14 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: ознакомление с практикой термической обработки деформируемых алюминиевых сплавов, изучение влияния температуры и времени старения на твердость закаленного дуралюмина, установление связи между структурой и термической обработкой алюминиевых сплавов.

Содержание работы

Студенты проводят закалку деформируемого алюминиевого сплава с последующим искусственным старением при различных температурах, измеряют твердость образцов, определяют оптимальный режим термообработки и описывают процессы, происходящие при термообработке.

Техника безопасности

1. Работы проводить только с разрешения преподавателя.
2. Для укладки и выемки образцов из печи использовать специальные щипцы.
3. Не открывать дверцы печи в процессе нагрева образца.
4. После окончания работы выключить печь и убрать рабочее место.

Теоретические сведения

Алюминий не испытывает полиморфных превращений и кристаллизуется с образованием гранцентрированной кубической (ГЦК) решетки с периодом $a = 0,4041$ нм. Характерными свойствами алюминия являются: малая плотность $\gamma = 2,7$ г/см³; высокая пластичность в прокатанном и отожженном состоянии $\delta = 25\div 45$ %; низкая твердость НВ = 150÷250 МПа и небольшой предел прочности $\sigma_b = 50\div 90$ МПа; низкая температура плавления 660 °С; высокие теплопроводность и электрическая проводимость

(электропроводимость отожженного алюминия составляет 62 % от электропроводимости отожженной меди марки М1); высокая коррозионная стойкость.

Свойства алюминия в значительной степени зависят от его чистоты и состояния. Ввиду низкой прочности алюминий применяют для изготовления ненагруженных деталей и элементов конструкций трубопроводов, емкостей, проводов, фольги и др.

Для улучшения механических свойств алюминий легируют различными химическими элементами. Основными из них являются Cu, Mg, Si, Mn, Zn. Алюминиевые сплавы обладают высокой удельной прочностью, хорошей технологичностью и способностью сопротивляться динамическим нагрузкам. Алюминиевые сплавы можно классифицировать по технологии изготовления из них деталей на деформируемые и литейные, а по способности к термической обработке – на не упрочняемые и упрочняемые ТО.

К деформируемым сплавам, не упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы алюминия с марганцем (АМц) и магнием (АМг). Эти сплавы состоят из твердого раствора легирующих элементов в алюминии и обладают небольшой прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Сплавы АМц и АМг имеют хорошие технологические свойства. Они хорошо обрабатываются давлением, свариваются и обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосфере и средах, не разрушающих защитную оксидную пленку.

Наиболее распространенными деформируемыми термически упрочняемыми сплавами являются дуралюмины, которые характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности.

Химический состав и механические свойства некоторых деформируемых алюминиевых сплавов, упрочняемых и не упрочняемых термообработкой, приведены в табл. 9.

Основным упрочняющим элементом в дуралюминах является медь. Поэтому при рассмотрении процессов термической обработки наличие других легирующих элементов мы не будем учитывать. Анализ двойной диаграммы (рис. 31) показывает, что при понижении температуры с 548 до 100 °С растворимость меди в алюминии уменьшается с 5,7 до 0,5 %. При этом из твердого

раствора выделяется фаза θ (CuAl_2), обладающая сравнительно высокой твердостью. При температуре 25 °С структура сплавов, содержащих 0,3-5,7 % меди, в равновесном состоянии состоит из зерен α -твердого раствора меди в алюминии и включений CuAl_2 .

Таблица 9

Состав и свойства алюминиевых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов (остальное алюминий), %			Механические свойства				
	Cu	Mg	Mn	σ_{θ} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{-1} , МПа	δ , %	НВ
АМц	-	-	1,0-1,6	130	50	55	20	330
АМг2	-	1,8-2,6	0,2-0,6	190	100	125	23	450
АМг6	-	5,8-6,8	0,5-0,8	340	170	-	20	700
Д1	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	400	240	105	20	950
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	440	330	115	18	1050
Д18	2,2-3,0	0,2-0,5	-	300	170	95	24	700

Примечания:

1. Сплав АМг6 содержит также 0,02 - 0,05 % Ве и 0,02 - 0,10 % Тi.
2. σ_{-1} определен на базе $5 \cdot 10^6$ циклов.

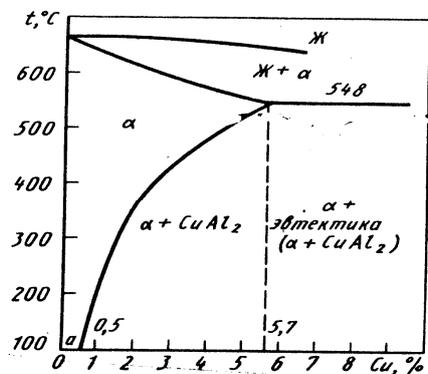


Рис. 31. Диаграмма состояния Al-Cu

Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов заключается в закалке и последующем старении.

Закалка. При нагревании сплава с массовой долей меди 4 % до температуры ~500 °С кристаллы соединения CuAl_2 растворяются с образованием однородного α -твердого раствора, обогащенного

медью и другими элементами. При быстром охлаждении от этой температуры медь не успевает выделиться из твердого раствора и при комнатной температуре образуется структура пересыщенного

твердого раствора меди (а также магния и марганца) в алюминии. После закалки сплав имеет невысокую прочность и высокую пластичность. Закалка дуралюмина производится в холодной воде. В связи с малыми скоростями распада твердых растворов на основе алюминия возможна также закалка на воздухе, но она приводит к ухудшению коррозионной стойкости и к неоднородности свойств сплава. Свежезакаленный дуралюмин Д1 имеет низкую прочность и высокую пластичность, а именно: $\sigma_B = 240$ МПа, $\delta = 22-25$ %. Высокие механические свойства дуралюмин приобретает лишь в процессе последующего старения.

Старением называется процесс изменения строения и свойств закаленных сплавов, происходящий самопроизвольно при комнатной или повышенной температуре. Старение при комнатной температуре называется *естественным*. Старение при повышенных температурах называется *искусственным*.

При старении в зернах пересыщенного твердого раствора меди в алюминии наблюдается диффузия атомов меди, что приводит к возникновению в них особых образований, так называемых зон Гинье-Престона (З.Г.П.). З.Г.П. представляют собой субмикроскопические пластинчатые образования, обогащенные медью. Они располагаются в определенных кристаллографических плоскостях и имеют разные критические размеры в зависимости от температуры старения. При 25 °С их протяженность составляет около 5 нм при толщине 1 нм. З.Г.П. когерентно связаны с твердым раствором и в прилегающих областях вызывают сильное искажение кристаллической решетки. Это искажение решетки является основной причиной упрочнения дуралюмина при старении. Процесс естественного старения состоит только в образовании З.Г.П. Он заканчивается по истечении 5-7 сут. Сплав приобретает максимальную прочность и твердость, остающуюся в дальнейшем постоянной.

В самом начале процесса старения наблюдается некоторый инкубационный период, в течение которого еще нет заметного превращения и повышения прочности, что позволяет осуществлять технологические операции, связанные с холодной обработкой давлением. Через два часа пластичность падает, и холодная

обработка давлением затрудняется. В результате естественного старения дуралюмин Д1 приобретает следующие механические свойства: $\sigma_B = 380-420$ МПа, $\sigma_{0,2} = 220-240$ МПа, $\delta = 18\%$.

При искусственном старении вследствие более высокой температуры, ускоряющей диффузию меди, превращения происходят быстрее. Они не останавливаются на образовании З.Г.П., а идут дальше, вплоть до формирования структурно свободных частиц металлического соединения CuAl_2 . Процесс искусственного старения протекает в несколько стадий. Первая стадия, как и при естественном старении, состоит в образовании З.Г.П., но обладающих большими размерами (40-200 нм). С течением времени эти зоны переходят в промежуточную θ' -фазу, а затем в устойчивую θ -фазу (θ - и θ' -фазы различаются своими кристаллическими решетками). θ' -фаза еще способна упрочнять сплав, а образование θ -фазы приводит к разупрочнению сплава. После длительного искусственного старения строение и свойства сплава приближаются к отожженному. Таким образом, при искусственном старении прочность дуралюмина сначала возрастает, а затем начинает падать (рис. 32).

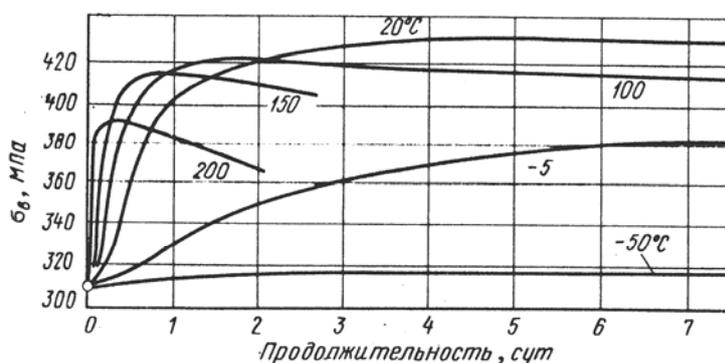


Рис. 32. Зависимость прочности алюминиевых сплавов от температуры и времени старения

Смещение максимума кривых предела прочности от времени с увеличением температуры старения объясняется ускорением

процессов диффузии при нагревании. Повышение температуры ускоряет процесс старения, при этом понижается максимальная прочность. Старение при температурах ниже 20 °С происходит значительно медленнее, а при -50 °С вообще не наблюдается. В сплавах типа Д16, содержащих 4-5 % меди и 1,5 % магния, большую роль играет тройное металлическое соединение Al_2CuMg (фаза S). В таких сплавах упрочнение при старении происходит вследствие образования З.Г.П., обогащенных медью и магнием, переходящих при нагревании в промежуточную S'-фазу, а затем S-фазу.

После естественного старения Д16 имеет $\sigma_{\sigma} = 470$ МПа, $\sigma_{0,2} = 330$ МПа, $\delta = 17$ %. В некоторых случаях термически обработанный дуралюмин подвергают так называемой обработке на «возврат». Для этого проводят кратковременный нагрев до 150-300 °С. Через 1-2 мин дуралюмин разупрочняется и становится более пластичным, что позволяет проводить его холодную деформацию. Изменение свойств дуралюмина при обработке на «возврат» объясняется переходом З.Г.П. в твердый раствор. После такой обработки дуралюмин снова способен к старению.

Порядок выполнения работы

1. Студенту выдается 5 образцов дуралюмина.
2. Образцы закаливают в воде после выдержки в течение 15-30 мин при температуре 500-510 °С.
3. Измеряют твердость закаленных образцов.
4. Закаленные образцы выдерживают в течение 30 мин при температурах 100, 150, 175 и 250 °С.
5. Измеряют твердость образцов, состаренных при различных температурах.
6. Строят графики зависимости твердости от температуры старения.

Необходимое оборудование и материалы

1. Муфельные печи.
2. Твердомер ТК-2.
3. Образцы дуралюминов.
4. Стенд «Микроструктуры цветных сплавов».
5. Металлографический микроскоп.

Содержание отчета

1. Описание процессов, происходящих при закалке и старении деформируемых сплавов.
2. Протокол термообработки, в котором указать марку сплава, примерный химический состав, температуру и время выдержки при закалке, температуру и время выдержки при старении, результаты измерений твердости.
3. График зависимости твердости от температуры старения.
4. Зарисовки микроструктур термообработанных сплавов.

Контрольные вопросы

1. Классификация алюминиевых сплавов по технологическим свойствам.
2. Классификация деформируемых алюминиевых сплавов по упрочнению при термообработке.
3. Какие основные легирующие элементы содержат деформируемые алюминиевые сплавы?
4. Каким видом термообработки упрочняют изделия из дуралюмина?
5. Какие процессы происходят в дуралюминах при естественном старении?
6. Какие процессы происходят в дуралюминах при искусственном старении?
7. Какая структура получается в дуралюминах после различных видов закалки?
8. Как влияет температура и время старения на свойства дуралюминов?
9. Как маркируются дуралюмины?
10. Что является целью закалки дуралюминов?
11. Что является целью старения закаленного дуралюмина?
12. При каких температурах старения не происходит упрочнения дуралюминов?
13. Почему при нагреве закаленных дуралюминов выше 200 °С происходит снижение твердости и прочности?

Лабораторная работа 15 ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: изучение взаимосвязи состава и микроструктуры конструкционных и инструментальных легированных сталей.

Содержание работы

Студенты рассматривают микрошлифы легированных сталей, расшифровывают их химический состав по известной марке, и сравнивают наблюдаемую микроструктуру с ожидаемой структурой по химическому составу.

Теоретические сведения

Легированной сталью называется такая сталь, в которую при выплавке вводят элементы, изменяющие ее строение и свойства. Эти элементы называются легирующими. В углеродистой стали, кроме углерода, всегда содержится небольшое количество примесей:

$Mn \leq 0,5 \%$; $Si \leq 0,4 \%$; $P \leq 0,04 \%$; $S \leq 0,04 \%$.

Перечисленные примеси в указанных количествах практически не влияют на механические свойства углеродистой стали. Введение в сталь более 1 % любого из перечисленных элементов существенно сказывается на механических свойствах, и такие стали будут уже легированными. К легирующим относятся следующие элементы: Mn, Si, Cr, Ni, Mo, Ti, W, Nb, Al, Ta и др. Следовательно, легированная сталь – это многокомпонентный сплав "железо-углерод-легирующий элемент".

Маркировка и классификация легированных сталей

Для обозначения состава легированной стали согласно государственному стандарту принято буквенно-цифровое обозначение. Буквы показывают наличие того или иного элемента. Так, например, Г обозначает марганец, С – кремний, Х – хром, Н – никель, В – вольфрам, Р – бор, Д – медь, Ю – алюминий, Т – титан, Ф – ванадий, К – кобальт. Цифры, стоящие в начале марки, пока-

зывают: для конструкционных сталей – содержание углерода в сотых долях процента, для инструментальных – в десятых долях процента. Цифры, следующие за буквами, указывают содержание соответствующего легирующего элемента, если его больше 1,5 %. Буква А в конце марки показывает, что сталь высококачественная, т.е. серы и фосфора в ней не более чем 0,03 % каждого; чистая по неметаллическим включениям; имеющая определенный номер зерна, определенную прокаливаемость и т.д.

Например, сталь 30ХГСА – высококачественная, имеет следующий состав: С = 0,3 %, Cr = 1,0 %, Mn = 1,0 %, Si = 1,0 %; сталь 9ХС – инструментальная, качественная, имеет следующий состав: С = 0,9 %, Cr = 0,95-1,25 %, Si = 1,2 - 1.6 %.

По назначению легированные стали делятся на следующие классы:

а) машиностроительные или конструкционные стали, идущие на изготовление деталей машин. Они разделяются, в свою очередь, на цементуемые, улучшаемые и пружинные;

б) инструментальные стали, идущие на изготовление различного инструмента: штампового, режущего, мерительного и др. Они делятся на углеродистые, легированные, быстрорежущие и твердые сплавы;

в) стали особого назначения. Они делятся на жаростойкие, нержавеющие, кислотостойкие, с особым коэффициентом расширения, магнитные, немагнитные и др.

По структуре легированные стали классифицируются в равновесном (отожженном) и в нормализованном состояниях.

Исходя из положения критических точек на диаграмме состояния и структуры легированные стали, также как и углеродистые стали, могут быть разделены на следующие три класса:

- 1) доэвтектоидные – структура: феррит и перлит;
- 2) заэвтектоидные – структура: перлит и вторичные карбиды;
- 3) ледебуритные – структура: перлит, вторичные карбиды и ледебурит.

Так как легирующие элементы смещают на диаграмме состояния критические точки Р и S влево, то в легированной стали перлит и ледебурит появляются при меньшем содержании углерода, чем в железоуглеродистых сплавах. Так, например, углеро-

дистая сталь, содержащая 0,4 % углерода, будет доэвтектоидной; а легированная сталь при том же содержании углерода и 6,0 % вольфрама – заэвтектоидной, если же вольфрама будет 13 %, то сталь станет ледебуритной.

В зависимости от содержания в стали легирующих элементов, расширяющих α -область, на структурной диаграмме различают следующие 5 классов сталей:

- 1) доэвтектоидный,
- 2) заэвтектоидный,
- 3) ледебуритный,
- 4) полуферритный,
- 5) ферритный.

Классификация сталей по структуре в нормализованном состоянии

В основу этой классификации положены диаграммы изотермического распада аустенита. В зависимости от того, какую структуру приобретают образцы диаметром 25 мм после нормализации (охлаждения на воздухе), различают три основных класса сталей: *a* – перлитный, *б* – мартенситный и *в* – аустенитный (рис. 33).

К сталям перлитного класса относятся доэвтектоидные и заэвтектоидные стали с содержанием легирующих элементов до 5 %. В этих сталях аустенит при охлаждении на воздухе превращается в феррито-цементитную смесь с образованием перлита, сорбита или троостита. По назначению эти стали могут быть конструктивными или инструментальными.

Стали мартенситного класса могут иметь то же количество углерода, что и стали перлитного класса, но должны обязательно содержать повышенное количество (13-15 %) легирующих элементов. При охлаждении на воздухе аустенит этих сталей претерпевает бездиффузионное мартенситное превращение.

Стали аустенитного класса содержат большое количество легирующих элементов (15-30 %), обычно хрома или марганца. В этих сталях аустенит сохраняется даже при охлаждении на воздухе. Такие стали имеют особые физические свойства: кислотостойкость, жаростойкость, коррозионную стойкость, специальные магнитные свойства и т.д.

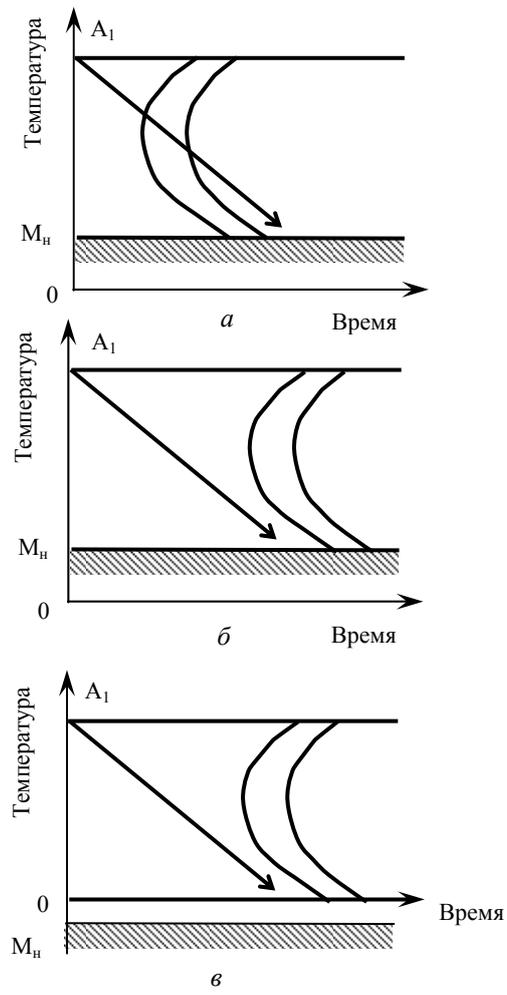


Рис. 33. Диаграммы изотермического распада аустенита

Конструкционные стали

Эти стали предназначены для изготовления коленчатых валов, шатунов, осей, пальцев, втулок, зубчатых колес, валов, коробок передач и для многих других деталей, испытывающих в работе статические и динамические нагрузки. К ним предъявляются следующие основные требования:

1. Высокие механические свойства, т.е. стали должны сочетать высокую статическую прочность ($\sigma_B = 800 \div 130$ МПа, $\sigma_{0,2} = 400 \div 1000$ МПа) с хорошей пластичностью ($\psi \geq 50$ % и $\delta = 13 \div 17$ %) и ударной вязкостью ($a_K = 10 \div 14$ кДж/м²).

2. Высокий предел усталости $\sigma_{-1} = 500 \div 550$ МПа для образцов диаметром 10 мм .

3. Высокое сопротивление износу.

Малая чувствительность к надрезу.

4. Хорошая прокаливаемость.

5. Хорошие технологические свойства (хорошая обрабатываемость резанием, ковкость, отсутствие дефектов при термической обработке и т.д.).

В конструкционных сталях этого назначения содержание углерода колеблется от 0,1 до 0,55 %, содержание легирующих элементов в сумме не должно превышать 6 %, так как при большом содержании углерода и легирующих элементов в стали наблюдается резкое падение вязкости и пластичности.

Необходимо помнить, что конструкционные легированные стали обладают лучшим комплексом механических свойств по сравнению с углеродистой сталью только при соответствующей термической обработке. Поэтому для деталей, которые не требуют упрочняющей термической обработки (заковки с последующим отпускком), легированные стали применять не рекомендуется, так как это не экономично.

Конструкционные легированные стали могут подвергаться различным видам термической обработки и делятся на цементуемые ($C = 0,1-0,3$ %) и улучшаемые ($C = 0,3-0,55$ %).

Цементуемые стали. Для высоконагруженных и крупных деталей применяются качественные и высококачественные стали следующих марок: 15X, 15XF, 18XГТ, 12ХН3А, 12Х2Н4А,

20Х2Н4 и др. Эти стали имеют большую прокаливаемость, обладают более высокой прочностью и вязкостью, чем углеродистые стали. Новые марки стали, применяемые для цементации: 15ХНТА, 18ХГТЦ, 20ХГР, 25Х2Н2ТА, 30ХГТ, 30ХГТЦ и др.

Улучшаемые стали. Для ответственных деталей сечением до 30 мм² применяются стали марок: 40ХА, 40ХГОА, 30ХГСА и др., сечением до 50 мм² и выше – высоколегированные стали марок: 37ХН3А, 40ХНМА, 40ХНВА и др.

Инструментальные стали для режущего инструмента

Режущие инструменты (резцы, фрезы, сверла и др.) могут быть изготовлены из углеродистых, легированных, быстрорежущих сталей, а также твердых сплавов.

Основные требования, предъявляемые к сталям для режущего инструмента:

1. Высокая прочность и износостойчивость при достаточно высокой вязкости.

2. Высокая красностойкость (для инструмента работающего с большими скоростями резания). Под красностойкостью понимают способность стали сохранять достаточно длительное время высокую твердость (структуру мартенсита) и режущие свойства при нагреве до высоких температур.

3. Малая деформация при закалке (особенно важна при изготовлении инструмента сложной конфигурации).

4. Хорошие технологические свойства (хорошая обрабатываемость резанием в отожженном состоянии, отсутствие склонности к обезуглероживанию при нагреве и т.д.).

Обычная легированная сталь для режущих инструментов содержит от 0,7 до 1,5 % углерода и в сумме от 1 до 3 % легирующих элементов (Cr, Mn, W, V, Si). Термическая обработка этих сталей состоит из закалки с температуры выше точки А₁ и последующего низкого отпуска 150–200 °С. По своим режущим свойствам легированные стали мало отличаются от углеродистых сталей с таким же содержанием углерода. Но они имеют лучшие технологические свойства: большую прокаливаемость (до 30 мм), а поэтому закаливаются в масле; обладают меньшей деформацией при закалке и т.д.

Методика выполнения работы

1. Исследовать микроструктуру нескольких марок легированных сталей.
2. Определить химический состав стали по марке.
3. Исходя из химического состава приблизительно определить класс стали по структуре.

Содержание отчета

1. Описание влияния легирующих элементов на термическую обработку стали.
2. Зарисовки микроструктур легированных сталей. Под каждым рисунком указать марку, химический состав, режим термической обработки, микроструктуру, механические, физические и химические свойства, область применения.
3. Указать класс стали по структуре в отожженном и нормализованном состояниях.
4. График режима термообработки быстрорежущей стали P18. Описать процессы, которые происходят в этой стали при нагреве, указать, какую роль играют первичные карбиды, а также почему эту сталь необходимо нагревать под закалку до высоких температур.

Контрольные вопросы

1. Что называется легированной сталью?
2. Какие легирующие элементы применяются наиболее часто?
3. Принципы маркировки легированных сталей.
4. Классификация легированных сталей по назначению.
5. Классификация легированных сталей по структуре.
6. Что Вы знаете о конструкционных и инструментальных легированных сталях?

Лабораторная работа 16
ГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИКИ
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ОБРАЗУЮЩИХ
НЕОГРАНИЧЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

Цель работы: ознакомление с основами графического метода термодинамики сплавов с полной растворимостью компонентов в твердом и жидком состояниях.

Содержание работы

Студенту выдается конкретная диаграмма с неограниченной растворимостью компонентов в твердом и жидком состояниях. Студент проводит графический анализ термодинамики данной диаграммы.

Теоретические сведения

Как известно, условием равновесия является минимум термодинамического потенциала. Самопроизвольно в системе могут идти только такие процессы, при которых термодинамический потенциал Z уменьшается. При этом равновесие не будет нарушено:

$$Z = U - TS + PV,$$

где U – внутренняя энергия;

S – энтропия;

V – объем;

T – абсолютная температура;

P – давление.

Если система состоит из двух фаз, то при постоянных T и P , ее термодинамический потенциал складывается из термодинамических потенциалов этих фаз, то есть он обладает свойством аддитивности. Это следует из аддитивности U , S и V . Свойство аддитивности термодинамического потенциала относится и к многофазным системам при любом числе компонентов.

На рис. 34, а показана изотерма Z для двухфазной смеси $\alpha+\beta$ при постоянной температуре. Гетерогенный сплав D, находящийся в двухфазной области $\alpha+\beta$, имеет потенциал Z_D . Соответствующая точка лежит на прямой линии между Z_α и Z_β .

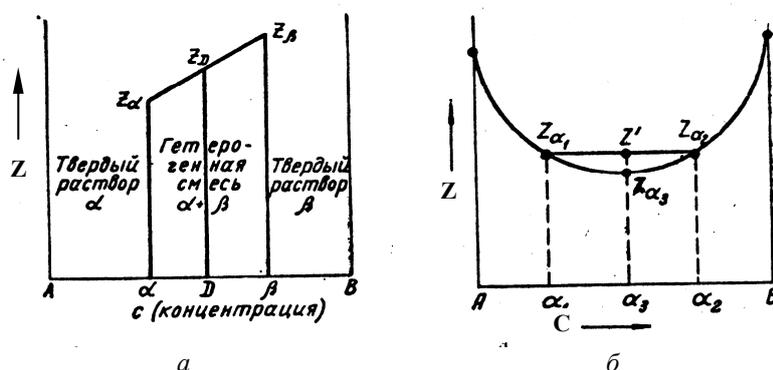


Рис. 34. Зависимость термодинамического потенциала от состава сплава

В области твердого или жидкого раствора кривая зависимости термодинамического потенциала от состава сплава $Z(c)$ обращена выпуклостью к оси абсцисс (рис. 34, б). Докажем это. Раствор произвольного состава α_3 имеет потенциал Z_{α_3} . Если бы он распался на две фазы α_1 и α_2 , то по правилу аддитивности его потенциал равнялся бы Z' , но $Z' > Z_{\alpha_3}$. Следовательно, условием равновесия однофазных сплавов действительно является зависимость $Z(c)$, описываемая кривой, обращенной своей выпуклостью на любом ее участке к оси абсцисс.

Равновесие двух растворов при постоянных давлении и температуре описывается общей касательной к кривым $Z(c)$ каждой фазы (рис. 35, а). Из рис. 35, а видно, что минимальное значение Z в области составов от α_1 до β_1 получается для двухфазной смеси $\alpha_1 + \beta_1$, где α_1 и β_1 – предельные растворы при данных температуре и давлении. Слева и справа на диаграмме расположены гомогенные области растворов α_1 и β , в средней ее части смесь растворов предельной концентрации α_1 и β_1 . Минимум Z описывается ломанной $Z_A^\alpha - Z_{\alpha_1}^\alpha - Z_{\beta_1}^\beta - Z_B^\beta$. Z_A^α обозначает

термодинамический потенциал фазы α , состоящей из 100 % А (чистый металл), $Z_{\alpha 1}^{\alpha}$ – то же, для раствора предельной концентрации α_1 (фаза α) и т.п.

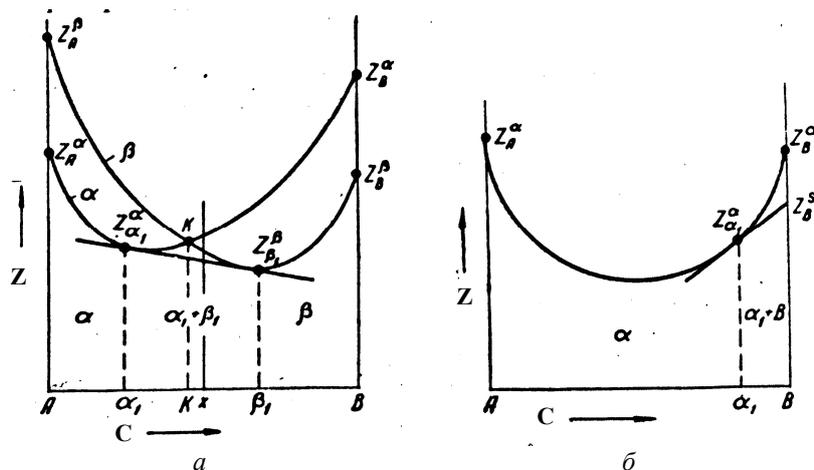


Рис. 35. Зависимость термодинамического потенциала от состава сплавов, образующих ограниченные растворы α и β и гетерогенные смеси $\alpha_1+\beta_1$ (а); и растворы α и гетерогенные смеси $\alpha+\beta$ (б)

Растворы α и β могут быть твердыми или жидкими, или один из них твердым, а другой жидким. Если оба они твердые, то рис. 35, а относится к равновесию аллотропических модификаций. Если α – твердый раствор, а β – жидкий (или наоборот), то рис. 35, а характеризует равновесие жидкого и твердого растворов при заданных T и P .

Проведя касательную, можно найти минимальные значения Z для равновесия твердого или жидкого раствора с металлом компонентом (однокомпонентной твердой фазой), выпавшим из этого раствора. Из рис. 35, б видно, что при заданных температуре и давлении минимальное значение термодинамического потенциала описывается ломанной $Z_A^{\alpha} - Z_{\alpha_1}^{\alpha} - Z_B^{\beta}$. Здесь α – твердый или жидкий раствор, а B – чистый металл, выпадающий из раствора при заданных T и P , находящийся с ним в равновесии в области

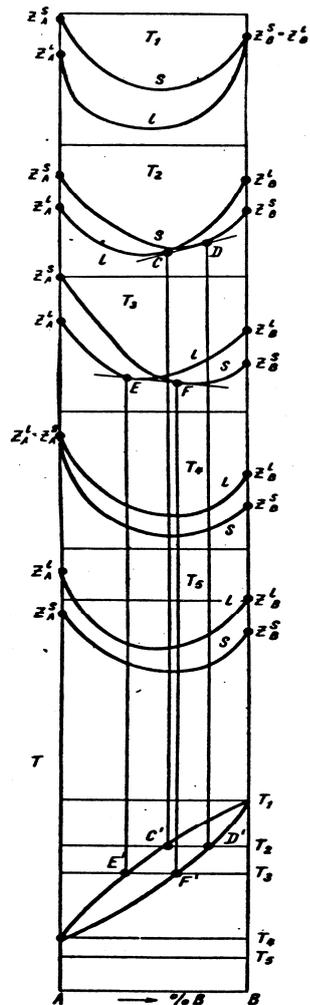


Рис. 36. Зависимость термодинамического потенциала от состава и температуры и диаграмма равновесия сплавов из компонентов, неограниченно растворимых в жидком и твердом состояниях

$\alpha_1 + B$, где α_1 – насыщенный раствор. Здесь Z_B^S – потенциал металла В в твердом состоянии, Z_B^α – в жидком состоянии, $Z_B^S < Z_B^\alpha$.

Потенциал Z_B^α может относиться и к твердому состоянию, характеризующемуся другой пространственной решеткой В. Другими словами, В может быть в двух аллотропических разновидностях – S и α . При заданных на рис.35б значениях T и P устойчива разновидность S. В состоянии α компоненты А и В изоморфны и образуют твердый раствор. Если бы он был неограниченным, кривая $Z_A^\alpha - Z_B^\alpha$ характеризовала бы непрерывную растворимость в твердом состоянии (пространственная решетка α). В данном случае (рис. 35, б) на участке составов $\alpha_1 - B$ имеет место выпадение чистого В (в состоянии S) из твердого α -раствора.

Полная растворимость в твердом состоянии возможна только при изоморфных компонентах. Часто систему из таких компонентов также называют изоморфной.

На рис. 36 показаны кривые термодинамического потенциала Z для твердых и жидких растворов при температурах T_1, T_2, T_3, T_4 , и T_5 , где $T_1 > T_2 > T_3 > T_4 > T_5$. При высокой температуре (T_1) все сплавы системы жидкие. Кривая Z

жидкой фазы лежит ниже кривой твердой фазы. При низких температурах (T_4 и ниже) кривая Z жидкой фазы лежит выше, чем кривая твердой фазы. Это значит, что при низких температурах стабильны твердые растворы. Между температурами плавления компонентов А и В (T_1 и T_4) кривые жидкой и твердой фаз пересекаются и проведением к ним общей касательной можно найти составы жидкой и твердой фаз, находящихся в равновесии при той или иной температуре. Снизу на рис. 36 показана диаграмма равновесия в координатах температура – состав.

Содержание отчета

1. Краткое описание метода графического анализа термодинамики диаграммы состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы.
2. Анализ конкретной диаграммы.
3. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Определите число фаз и их состав при разных температурах и составах сплавов между линиями ликвидус и солидус в двухкомпонентной системе с полной взаимной растворимостью в жидком и твердом состояниях.
2. Что такое дендритная ликвация?
3. Что называется линией ликвидуса?
4. Каковы условия образования неограниченных твердых растворов?
5. Что такое упорядоченные твердые растворы?

Лабораторная работа 17
ГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИКИ
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ ПРИ ПОЛНОЙ
НЕРАСТВОРИМОСТИ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Цель работы: ознакомление с основами графического метода термодинамики сплавов при полной нерастворимости компонентов в твердом состоянии.

Содержание работы

Студенту выдается конкретная диаграмма с неограниченной растворимостью в жидком состоянии и отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии. Студент проводит графический анализ термодинамики данной диаграммы.

Теоретические сведения

Рассмотрим диаграмму фазового равновесия, в которой из жидкости при затвердевании выпадают чистые компоненты А и В, не образующие в твердом состоянии растворов и соединений. В металлических системах такие случаи не наблюдаются; в действительности на базе твердых металлов всегда образуются ограниченные твердые растворы, хотя предельная растворимость может быть очень незначительной.

На рис. 37 показано изменение термодинамического потенциала в такой системе при понижении температуры от T_1 до T_6 . Термодинамический потенциал обозначен буквой Z с индексами А и В для соответствующих компонентов, а также l и S для жидкой и твердой фазы. Например, Z_A^l означает термодинамический потенциал металла А в жидком состоянии. При T_1 все сплавы находятся в жидком состоянии. Кривая Z (выпуклая к оси концентраций) характерна для непрерывной растворимости, $Z_B^S > Z_B^l$ и $Z_A^S > Z_A^l$. Эти неравенства показывают, что минимум потенциала соответствует жидкому состоянию. При T_2 может затвердевать только компонент В; $Z_B^l = Z_B^S$. Это равенство указывает на

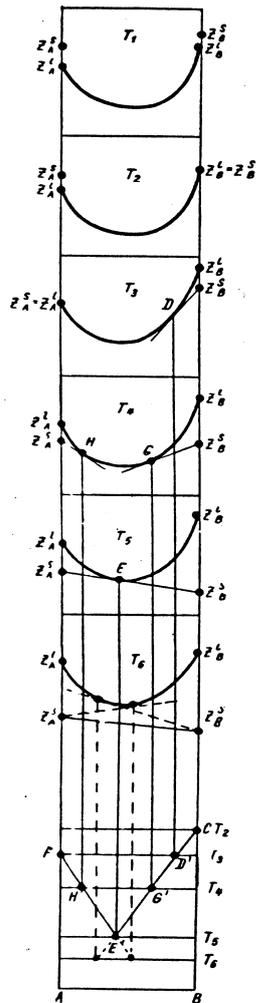


Рис. 37. Изменение термодинамического потенциала в зависимости от состава и температуры в эвтектической системе

равновесие жидкого и твердого вещества В. Все сплавы и чистое вещество А находятся еще в жидком состоянии. При T_3 вещество А затвердевает ($Z_A^L = Z_A^S$); правее сплава D имеет место двухфазное равновесие жидкой фазы D и твердой В, о чем свидетельствует касательная $Z_B^S D$. При T_4 жидкими являются сплавы от H до G. Правее и левее этой области – двухфазные сплавы: жидкая фаза H + твердая А и жидкая фаза G + твердая В. При T_5 имеем равновесие трех фаз: жидкости E и двух твердых А и В. При T_6 в равновесии находятся два твердых вещества А и В. Спроектировав точки касания (D, G, E, H) на диаграмму состав – температура, получим диаграмму равновесия (рис. 37, внизу). Точки плавления компонентов на диаграмме – F, С.

Эта диаграмма характеризуется понижением температуры плавления при введении в каждый из компонентов (А или В) некоторого количества второго компонента. Кривые ликвидус пересекаются при некоторой, минимальной, температуре. Точка их пересечения называется эвтектической.

Сплавы, в которых происходит одновременная кристаллизация двух фаз (А и В в нашем случае) при постоянной и самой низкой для данной системы сплавов температуре, называются эвтектическими.

Структуру, состоящую из сочетания двух (или более для многокомпонентных систем) твердых фаз, одновременно кристаллизовавшихся из жидкого сплава при эвтектической температуре, называют эвтектикой.

Если кристаллы обеих фаз, составляющих эвтектику, растут одновременно, то фронт кристаллизации в течение всего времени проходит по поверхности раздела между жидкостью, с одной стороны и механической смесью двух твердых фаз, с другой. Такие эвтектики называются нормальными.

В аномальной эвтектике обе фазы тесно перемешаны, нет фронта кристаллизации. Одна из фаз выделяется в первую очередь, а затем между кристаллами первой фазы образуются кристаллы второй фазы. В случае дендритного строения оси дендритов состоят из одной фазы, входящей в эвтектику, а межосные пространства – из другой. В виде осей растет ведущая фаза, то есть фаза обладающая большей линейной скоростью роста.

В целом эвтектика кристаллизуется с большей скоростью, чем каждая из фаз, составляющих ее, при изолированном росте.

Содержание отчета

1. Краткое описание метода графического анализа термодинамики диаграммы состояния эвтектических сплавов.
2. Анализ конкретной диаграммы.
3. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Определите число фаз, их состав при разных температурах и составах сплавов между линиями ликвидус и солидус в двухкомпонентной эвтектической системе.
2. Что такое нормальная эвтектика?
3. Что такое аномальная эвтектика?
4. Что называется фазой?
5. Что называется компонентом системы?

Лабораторная работа 18
ГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИКИ
ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ
С ПЕРИТЕКТИЧЕСКИМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ
ПРИ НАЛИЧИИ ОГРАНИЧЕННОЙ РАСТВОРИМОСТИ
В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

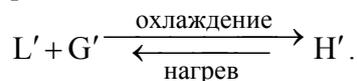
Цель работы: ознакомление с основами графического метода термодинамики сплавов с перитектическим превращением.

Содержание работы

Студенту выдается конкретная диаграмма состояния с перитектическим превращением. Он проводит графический анализ термодинамики данной диаграммы.

Теоретические сведения

Типовая абстрактная диаграмма фазового равновесия с перитектическим превращением приведена на рис. 38 (внизу). Получение диаграммы этого типа из зависимости термодинамического потенциала от температуры иллюстрируется рис. 38 (вверху). Из кривой S видно, что A и B не образуют непрерывного ряда твердых растворов. Кривая L показывает на неограниченную растворимость в жидком состоянии. При $T < T_4$ устанавливается фазовое равновесие твердых растворов α и β . При $T = T_4$ в равновесии находятся три фазы: жидкая (L') и две твердые, а именно раствор α (G') и раствор β (H'). При температуре T_4 происходит перитектическое превращение:



Это превращение в некотором смысле противоположно эвтектическому. Оно представляет собой реакцию соединения при охлаждении и реакцию распада при нагреве, в то время как эвтектическое превращение – реакцию распада при охлаждении и со-

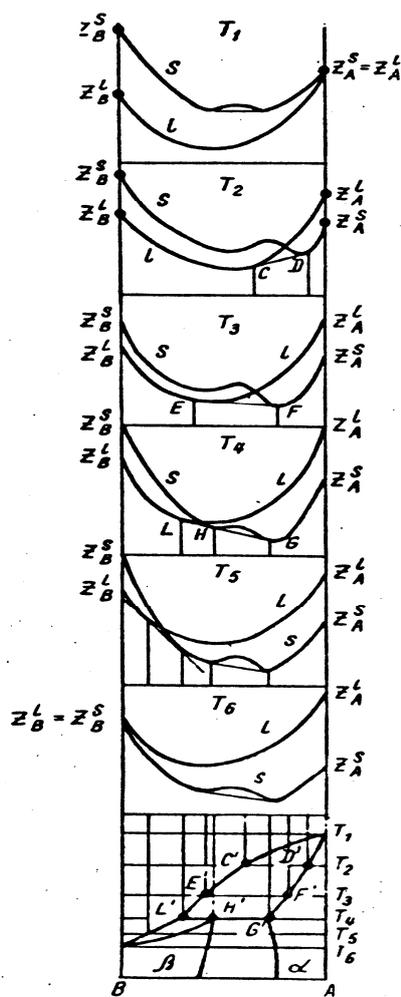


Рис. 38. Зависимость термодинамического потенциала от состава и температуры и диаграмма равновесия для системы с перитектическим превращением и ограниченными твердыми растворами

единения при нагреве. Для термодинамического описания системы агрегатное состояние взаимодействующих фаз не играет роли. Для каждой диаграммы равновесия может быть дана термодинамическая трактовка подобно рис. 38.

Рассмотрим равновесное затвердевание перитектического сплава (рис. 39) состава 46 % Ag и 54 % Pt (46/54). Он начинает затвердевать при 1500 °C и при этом выделяется α -фаза (твердый раствор на основе платины). Выпадение α -фазы из жидкости заканчивается при 1185 °C. По мере охлаждения сплава от 1500 до 1185 °C кристаллов α -фазы становится все больше, а их состав меняется от 8 % Ag, 92 % Pt (от 8/92 до 12/88), обогащаясь серебром. Жидкость при этом изменяет свой состав от 46/54 до 69/31, также обогащаясь серебром. При 1185 °C (перитектическая температура) происходит реакция соединения жидкой фазы 69/31 и α -фазы 12/88. Перитектическая реакция идет при постоянной температуре, так как при равновесии трех фаз в изобарических условиях число степеней свободы равно нулю.

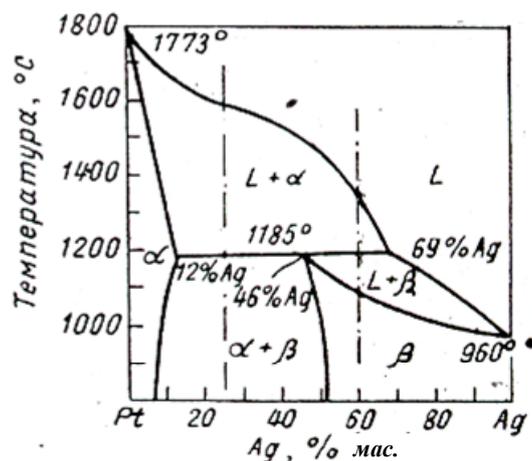


Рис. 39. Диаграмма равновесия системы Pt-Ag

Если состав сплава лежит левее перитектической точки, например, 25/75, то затвердевание начнется при 1600 °С выпадением α -фазы, которое будет продолжаться до 1185 °С. Состав α -фазы изменяется по линии солидус и при 1185 °С примет значение 12/28. Состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус от 25/75 до 69/31. При 1185 °С, таким образом, жидкая фаза и α -фаза имеют такой же состав, как и в сплаве 46/54. Они вступают во взаимодействие и образуют β -фазу состава 46/54.

Но α -фаза в реакцию войдет не полностью, и в рассматриваемом сплаве после превращения останется ее избыток, а жидкость будет израсходована полностью. В сплаве 60/40, состав которого находится правее перитектической точки, после перитектического превращения останется не вошедшая в реакцию жидкость, которая будет затвердевать ниже температуры 1185 °С с образованием β -фазы. Затвердевание заканчивается при 960 °С и затвердевший сплав будет состоять из одной β -фазы.

Содержание отчета

1. Краткое описание метода графического анализа термодинамики диаграммы состояния с перитектическим превращением.
2. Анализ конкретной диаграммы.
3. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Определите состав и число фаз при разных температурах в двухкомпонентной системе с перитектическим превращением.
2. Чем отличаются ограниченные твердые растворы от неограниченных?
3. Какими способами можно получать сплавы?
4. Что называется линией солидус?
5. Как изменяется термодинамический потенциал при образовании жидкого раствора?

Лабораторная работа 19

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА И ТИПА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Цель работы: ознакомление с рентгенографическими методами определения состава и типа твердого раствора.

Содержание работы

Студенту выдается рентгенограмма, снятая с исследуемого твердого раствора, значение его плотности и график изменения периода решетки твердого раствора в зависимости от концентрации компонентов. Студент проводит индентификацию линий рентгенограммы и рассчитывает период решетки исследуемого сплава, по значениям которого он устанавливает состав и тип твердого раствора.

Теоретические сведения

В твердых растворах замещения, возникающих на основе химического элемента, атомы растворенного вещества замещают в кристаллической решетке атомы растворителя, распределяясь среди них статистически. При образовании твердых растворов замещения, как правило, растворение элементов с меньшим атомным радиусом, чем атомный радиус растворителя, вызывает уменьшение периода решетки. При растворении же элементов с большим атомным радиусом период решетки возрастает. В кристаллах твердых растворов внедрения атомы растворенного элемента не замещают атомы растворителя, а располагаются в междоатомных промежутках кристаллической решетки растворителя. Во всех случаях при растворении внедряются атомы меньших размеров, чем атомы растворителя. Период решетки при образовании раствора внедрения всегда возрастает.

Твердые растворы вычитания образуются лишь на основе химических соединений. В таких твердых растворах избыточные атомы растворенного элемента занимают нормальные позиции, а некоторые позиции атомов второго компонента оказываются

пустыми. Периоды решетки при образовании раствора вычитания уменьшаются. Таким образом, если мы имеем график $a = f(c)$, где a – период решетки твердого раствора, c – концентрация растворенного элемента, то измерив период решетки исследуемого твердого раствора можно найти его состав. Для определения периода решетки анализируемого твердого раствора необходимо проиндексировать рентгенограмму, полученную при съемке образца данного твердого раствора.

Под индексированием линий рентгенограммы понимают операцию определения индексов интерференции (HKL) каждой линии рентгенограммы. Индексы интерференции (HKL) равны произведению индексов семейства плоскостей (hkl), благодаря отражению, от которых получилась данная линия на рентгенограмме, на порядок отражения n :

$$H = nh; K = nk; L = nl.$$

Индексы (hkl) представляют собой три целых рациональных числа, являющихся величинами, обратными отрезкам, отсекаемым данной плоскостью на осях координат.

Так как числа, образующие индексы hkl, не могут иметь общего делителя, то, зная индексы HKL данной линии, мы можем определить, за счет отражения какого порядка и от каких плоскостей получилась эта линия.

Так, линия с индексами HKL равными (200), получилась в результате отражения второго порядка от плоскостей (100), а линия (400) – благодаря отражению четвертого порядка от тех же плоскостей.

Определение индексов интерференции производится «методом проб». Исходной формулой для определения HKL линий во всех случаях является формула Вульфа-Брэгга:

$$2d_{HKL} \sin \vartheta = \lambda \quad (4)$$

Для кубических кристаллов величина межплоскостного расстояния d_{HKL} данного семейства плоскостей (hkl) связана с индексами плоскостей формулой:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2},$$

где a – период решетки, а величина

$$\frac{n^2}{d_{hkl}^2} = \frac{1}{d_{HKL}^2} = \frac{H^2 + K^2 + L^2}{a^2}. \quad (5)$$

Подставив формулу (5) в формулу (4) получаем

$$\sin^2 \mathcal{G} = \frac{\lambda^2}{4a^2} (H^2 + K^2 + L^2). \quad (6)$$

Формула (6) называется квадратичной формой уравнения Вульфа-Брэгга. Зная $\sin^2 \mathcal{G}$ какой либо линии рентгенограммы, её индексы (HKL) и длину волны рентгеновского излучения λ , можно легко определить значение периода решетки анализируемого вещества.

Для примитивных решеток, у которых атомы расположены только в углах элементарного параллелепипеда, на рентгенограмме присутствуют линии с любыми индексами HKL при значении $\sin \mathcal{G} < 1$. В случае сложных решеток, у которых атомы находятся не только на вершинах, но и на гранях или внутри элементарной ячейки, ряд линий из рентгенограммы закономерно гасится.

В случае объёмноцентрированной решетки гасятся линии, для которых сумма квадратов индексов ($H^2+K^2+L^2$) есть число нечетное. В случае гранецентрированной решетки гасятся линии, для которых индексы H, K, L есть числа разной четности.

Таким образом, в случае ОЦК решетки первые 10 линий рентгенограммы имеют индексы (HKL): (110), (200), (211), (220), (310), (222), (321), (400), (411) и (330), (420).

В случае ГЦК решетки первые 10 линий имеют индексы (HKL): (111), (200), (220), (311), (222), (400), (331), (420), (422), (333) и (511).

Из квадратичной формы для кубических кристаллов следует:

$$\frac{\sin^2 \mathcal{G}_i}{\sin^2 \mathcal{G}_k} = \frac{H_i^2 + K_i^2 + L_i^2}{H_k^2 + K_k^2 + L_k^2} = Q_i / Q_k,$$

где $H_i K_i L_i$ – индексы i -линии, а $H_k K_k L_k$ – индексы k -линии.

Если $i \geq k = 1$, то получится ряд отношений квадратов синусов последующих линий к квадрату первой линии. Для каждой решетки такой ряд вполне определенный.

Для примитивной кубической:

$$Q_i/Q_l=1; 2; 3; 4; 5; 6; 8; 9; 10; 11\dots$$

Для объёмноцентрированной кубической:

$$Q_i/Q_l=1; 2; 3; 4; 5; 6; 7; 8; 9; 10\dots$$

Для гранецентрированной кубической:

$$Q_i/Q_l=1; 1,33; 2,66; 3,67; 4; 5,33; 6,33; 6,67; 8; 9\dots$$

Задача индирования сводится к тому, чтобы найти по рентгенограмме значение $\sin^2 \vartheta$ для всех линий (см. работу 11) и ряд отношений Q_i/Q_l и сопоставить полученный ряд с представленными выше рядами.

Определив, чему отвечает представленный ряд (ОЦК или ГЦК решетке), можно узнать индексы первой линии – (110) для ОЦК и (111) для ГЦК. Индексы остальных линий находятся умножением суммы квадратов индексов первой линии на отношение Q_i/Q_l . Значение (НКЛ) данной линии находится по сумме $(H^2 + K^2 + L^2)$ этой же линии.

После индирования рентгенограммы период решетки a определяется по формуле (6). Ошибку вычисления величины a можно определить по формуле:

$$\Delta a = a \cdot \operatorname{ctg} \vartheta \Delta \vartheta. \quad (7)$$

Ошибка в определении угла Вульфа-Брэгга $\Delta \vartheta$ для цилиндрической камеры равна:

$$\Delta \vartheta = \frac{\Delta L}{D_k} \quad (8)$$

где: ΔL – ошибка промера $L_{изм}$;

D_k – диаметр камеры.

Зная a легко определяем концентрацию растворенного элемента по графику $a = f(c)$.

Для установления типа твердого раствора необходимо определить n – число атомов, приходящихся на элементарную ячейку кристаллической решетки твердого раствора. Если n совпадает с n_0 (число атомов в элементарной ячейке растворителя), значит раствор построен по типу замещения, при $n > n_0$ по типу внедрения, а при $n < n_0$ по типу вычитания.

Число атомов в ячейке определяется по формуле

$$n = \frac{\rho}{A \cdot 1.65 \cdot 10^{-24}} \cdot Q \quad (9)$$

где ρ – плотность твердого раствора в г/см³;

Q – объем элементарной ячейки в см³;

A – средневзвешенная масса сплава в г.

Если состав сплава дан в атомных процентах P_1, P_2, \dots , то

$$A = \frac{P_1 A_1 + P_2 A_2}{100}, \quad (10)$$

где A_1, A_2, \dots – атомные массы соответствующих элементов.

Если же P_1, P_2, \dots – массовые проценты, то

$$A = \frac{100}{\frac{P_1}{A_1} + \frac{P_2}{A_2} + \dots} \quad (11)$$

Для кубической решетки $Q = a^3$.

Методика выполнения работы.

1. Записать исходные данные для расчета длины волн излучения, радиус образца.

2. Провести замеры рентгенограммы выданной преподавателем и заполнить таблицу по форме табл. 6 в работе 11.

3. Для линий α заполнить табл. 10.

Таблица 10

Номер линии по табл. 6	ϑ точное	$\sin^2 \vartheta$	$\frac{\sin^2 \vartheta_i}{\sin^2 \vartheta_1}$	$H^2 + K^2 + L^2$		HKL	a	Δa
				приблизительное значение	истинное значение			
1	2	3	4	5	6	7	8	9

Столбец 5 в табл. 10 содержит сумму квадратов индексов интерференции для данной линии, получаемую из произведения

$$(Q_i/Q_1)(H_1^2 + K_1^2 + L_1^2).$$

Полученное произведение вследствие неточности будет несколько отличаться от истинной суммы квадратов целых чисел

$$(H_i^2 + K_i^2 + L_i^2).$$

Столбец 6 содержит истинные значения

$$H_i^2 + K_i^2 + L_i^2,$$

полученные округлением значений данных столбца 5 до целых чисел.

Значения столбца 7 находятся по найденным суммам
($H^2 + K^2 + L^2$)

столбца 6. Период решетки вычисляется по формуле (6), а Δa -по формулам (7) и (8).

4. По значению периода решетки, найденному с минимальной ошибкой измерения и графику $a = f(c)$, представленному преподавателем, находится состав бинарного твердого раствора и, следовательно, значения p_1 и p_2 компонентов для формулы (10).

5. Зная P_1 и P_2 определить по формуле (10) A – средневзвешенный атомный вес сплава.

6. Вычислить $Q = a^3 \text{ см}^3$, получить от преподавателя значение ρ исследуемого твердого раствора и по формуле (9) определить n .

7. По значению n определить тип твердого раствора.

Содержание отчета.

1. Описание методики индицирования рентгенограммы поликристаллического вещества и определение периода его решетки.

2. Выполнение замеров, заполнение таблиц.

3. Определение состава и типа бинарного твердого раствора.

Контрольные вопросы

1. Как определить тип твердого раствора?

2. Как проиндицировать рентгенограмму вещества с кубической решеткой?

3. Где больше ошибка определения периода решетки: на первых или последних линиях рентгенограммы?

4. Какие типы твердых растворов существуют?

5. Что необходимо для образования непрерывного твердого раствора замещения?

6. Возможны ли неограниченные твердые растворы внедрения?

Лабораторная работа 20
ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРА КРИСТАЛЛОВ
ПО ЧИСЛУ РЕФЛЕКСОВ
НА КОЛЬЦЕ РЕНТГЕНОГРАММЫ

Цель работы: ознакомление с методикой определения размеров кристаллов для крупнокристаллических объектов методами рентгенографии.

Содержание работы

Студенту выдается рентгенограмма снятая с крупнозернистого сплава, по которой он рассчитывает величину зерен исследуемого сплава.

Теоретические сведения

Наиболее распространенный способ определения размера зерна в металлах и сплавах основан на микроскопических измерениях размеров зерен с помощью окулярмикрометра. Однако не всегда четко различаются границы зерен на исследуемых микрошлифах, например, в образцах титановых сплавов, содержащих α фазу. В этих случаях используется рентгеновский метод.

Если размеры зерен превышают 0,1-1 мкм, то на линиях дебаеграммы, снятой на плоскую пленку, можно увидеть отдельные точки – отражения рентгеновских лучей от отдельных кристаллов.

Вероятность γ участия данного кристалла в создании дифракционной картины от заданной плоскости (hkl) очень мала и определяется соотношением

$$\gamma = P(\beta/2)\cos \vartheta,$$

где P – фактор повторяемости;

β – угол сходимости;

ϑ – угол Вульфа-Брэгга.

Фактор повторяемости равен числу семейств плоскостей в их совокупности, имеющих одинаковое межплоскостное рас-

стояние. Для плоскостей (100) кубических кристаллов P равно 6, для плоскостей (110) $P = 12$, для плоскостей (111) $P = 8$. Угол сходимости β определяется направлениями крайних лучей данного первичного рентгеновского пучка, которые могут попадать на выбранную точку образца.

Так как β малая величина (0,0002-0,03 рад), а фактор повторяемости первых линий рентгенограммы не может быть более 12, то очевидно, в создании дифракционной картины от плоскостей с индексами (hkl) участвует не более 0,1-5 % от общего числа кристаллов в облучаемом объеме образца. Поэтому число рефлексов N_{hkl} на кольце рентгенограммы с индексами (HKL) прямо пропорционально объему образца и участвующему в создании дифракционной картины фактору повторяемости P , углу сходимости рентгеновских лучей β и обратно пропорционально среднему объему кристаллов V_0 :

$$N_{HKL} = \frac{UP\beta \cos \vartheta}{2V_0}. \quad (12)$$

Отсюда линейный размер зерен L_0 :

$$L_0 = \sqrt[3]{\frac{UP\beta \cos \vartheta}{2N_{HKL}}}. \quad (13)$$

Для вычисления L_0 необходимо знать U . При съемке на просвет достаточно тонкого образца, прозрачного для K_α лучей, U легко определяется как произведение площади облучаемого участка образца-пластинки на его толщину.

Как следует из формулы (12), чтобы получить отдельные рефлексы на кольце, выгодно ограничивать облучаемый объем образца, уменьшать угол β и брать линии с малым фактором повторяемости.

Методика выполнения расчета

1. Получить у преподавателя рентгенограмму, снятую на плоскую пленку с известного металла с кубической решеткой.
2. По квадратичной формуле Вульфа-Брэгга

$$\sin^2 \vartheta = \frac{\lambda^2}{4a^2} (H^2 + K^2 + L^2)$$

определить угол ϑ и найти $\cos \vartheta$ первой линии рентгенограммы. Значение длины волны характеристического K_{α} излучения и период решетки выдаются преподавателем. Индексы интерференции (H, K, L) определяются типом кубического кристалла (см. работу 19).

3. Подсчитать число рефлексов на дифракционном кольце рентгенограммы N_{110} в случае ОЦК решетки или N_{111} в случае ГЦК решетки.

4. Определить размер зерна исследуемого металлического образца по формуле (13). Значение β для обычных рентгеновских трубок, используемых для съемки рентгенограмм, равно 0,01 радиан. Значение облучаемого объема равно 1 мм^3 .

Содержание отчета

1. Основные теоретические сведения и формулы, необходимые для определения размера зерна исследуемого материала.
2. Вычисление угла ϑ .
3. Подсчет N_{HKL} по рентгенограмме.
4. Определение размера зерна в исследуемом объекте.
5. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Что такое угол β ?
2. От каких факторов зависит размер зерна в поликристаллическом материале?
3. При каких значениях угла сходимости обнаруживаются более мелкие кристаллы?
4. Что такое наследственное зерно в стали?
5. Как влияет размер зерна на механические свойства стали?

Лабораторная работа 21 ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В МАРТЕНСИТЕ

Цель работы: ознакомление с методикой определения содержания углерода в мартенсите по рентгенограмме, снятой с закаленной стали.

Содержание работы

Студенту выдается рентгенограмма, снятая с закаленной стали. Он рассчитывает углы Вульфа-Брэгга для линий мартенситного дублета (101) и (110) при разном содержании углерода и строит график зависимости $\Delta \vartheta = \vartheta_{(110)} - \vartheta_{(101)} = f(p)$. Измерив на рентгенограмме $\Delta \vartheta$, он определяет содержание углерода в мартенсите.

Теоретические сведения

Мартенсит представляет собой пересыщенный раствор углерода в тетрагонально-искаженном α -железе. Отношение периодов решетки c/a (степень тетрагональности) колеблется в зависимости от содержания углерода в пределах от 1,0 до 1,08.

Квадратичная формула уравнения Вульфа-Брэгга для тетрагональных кристаллов имеет вид:

$$\sin^2 \vartheta = \frac{\lambda^2}{4a^2} (H^2 + K^2 + L^2 \frac{a^2}{c^2}). \quad (14)$$

Из формулы (14) следует, что линии, присутствующие на рентгенограмме железа, расщепляются на несколько линий при переходе к рентгенограмме мартенсита. В тех случаях, когда расщепление одной линии происходит на две, эти линии называются тетрагональным «дублетом». В кубическом кристалле все двенадцать семейств плоскостей {110} дадут одну линию. В случае тетрагональной сингонии (мартенсит) двенадцать плоскостей {110} разбиваются на две совокупности.

К одной совокупности относятся 8 плоскостей: (101), ($\bar{1}$ 01), (10 $\bar{1}$), ($\bar{1}$ 0 $\bar{1}$), (011), (0 $\bar{1}$ 1), (01 $\bar{1}$), (0 $\bar{1}$ $\bar{1}$) с одинаковым межплоскостным расстоянием, дающие отражение под одинаково-

вым углом ν_{101} . К другой совокупности относятся четыре плоскости: (110), $(\bar{1}10)$, $(1\bar{1}0)$, $(\bar{1}\bar{1}0)$ также имеющие равные межплоскостные расстояния, но меньшие, чем у первой совокупности. Поэтому $\mathcal{G}_{110} > \mathcal{G}_{101}$. Таким образом линия (110) α -железа в случае мартенсита расщепляется на две линии с индексами (101) и (110).

Расстояние между линиями дублета тем больше, чем больше степень тетрагональности c/a . В свою очередь, отношение c/a пропорционально содержанию углерода в мартенсите. На этом и основан метод определения содержания углерода в мартенсите.

Методика выполнения работы

1. Теоретически рассчитывают углы \mathcal{G} для линий дублета мартенсита (101) и (110) при разных содержаниях углерода по формуле (11). Значения a и c находятся по формулам:

$$a = a_0 - 0,015p \quad (15)$$

$$c = a_0 + 0,118p \quad (16)$$

где $a_0 = 2,861 \cdot 10^{-8}$ см (период решетки чистого железа);

p – содержание углерода в мартенсите в массовых процентах.

2. Вычисляют $\Delta \mathcal{G} = \mathcal{G}_{(110)} - \mathcal{G}_{(101)}$ и строят график $\Delta \mathcal{G} - f(p)$ для заданного рентгеновского излучения.

3. По рентгенограмме определяют $\Delta \mathcal{G}$, а затем по графику $\Delta \mathcal{G} - f(p)$ определяют содержание углерода в мартенсите исследуемой стали.

Полученные данные следует заносить в табл. 11. Значения $\Delta \mathcal{G}$ вычисляются в угловых минутах.

Таблица 11

Зависимость периодов решетки мартенсита от содержания углерода

Периоды	Массовый процент углерода						
	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4
a							
c							
$\sin^2 \mathcal{G}$	(110)						
	(101)						
\mathcal{G}°	(110)						
	(101)						
$\Delta \mathcal{G}_{(110)-(101)}$							

Когда мартенсит содержит мало углерода ($\approx 0,2 - 0,4 \% C$) линии дублета сливаются в одну асимметричную размытую линию. В этом случае снимается серия рентгенограмм с закаленных сталей, содержащих разное количество углерода, и измеряется ширина B размытых дублетов. Затем строится график $B - f(p)$. Измерив ΔB исследуемой закаленной стали по этому графику можно определить содержание углерода в мартенсите. Содержание углерода в мартенсите будет равно его содержанию в стали только в том случае, закалка была полной и весь цементит в стали растворился в аустените, и не произошло обезуглероживания стали при термообработке.

Содержание отчета

1. Краткое описание методики выполнения отчета.
2. Заполненная табл. 11.
3. График $\Delta \vartheta - f(p)$.
4. Определение значения $\Delta \vartheta$.
5. Вычисление содержания углерода в мартенсите.
6. Выводы по результатам расчетов.

Контрольные вопросы

1. Нарисуйте тетрагональную элементарную ячейку. Какие периоды в этой ячейке равны друг другу?
2. Почему линии на рентгенограмме, снятой с мартенсита, расщепляются?
3. Что такое мартенсит?
4. Почему не расщепляется линия (222) на рентгенограмме мартенсита?
5. Какое излучение нужно использовать для получения лучшего расщепления мартенситного дублета?
6. При каких содержаниях углерода в закаленной стали обнаруживается остаточный аустенит?

Лабораторная работа 22 КОНТРОЛЬ РАСПАДА МАРТЕНСИТА ПРИ ОТПУСКЕ СТАЛИ

Цель работы: ознакомление с методом определения содержания углерода в α -твердом растворе при отпуске стали.

Содержание работы

Студенту выдаются образцы сталей в закаленном и затем отпущенном состоянии. Он снимает полученные образцы на дифрактометре ДРОН-2,0 и определяет содержание углерода в α -твердом растворе.

Техника безопасности

1. Все студенты, приступая к работе, должны ознакомиться с правилами работы на дифрактометре ДРОН – 2,0 и расписаться в журнале по технике безопасности.
2. Съемка дифрактограмм проводится только с разрешения преподавателя и в его присутствии.
3. Включение и выключение дифрактометра проводятся только по разрешению преподавателя.

Теоретические сведения

Мартенсит – основная фаза закаленной стали – представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в тетрагонально искаженном α -железе. Чем больше углерода в мартенсите, тем выше степень его тетрагональности (отношение c/a). Если содержание углерода в стали больше 0,6 %, то линии на рентгенограмме мартенсита расщепляются (см. работу 21). Первая линия на рентгенограмме (110) расщепляется на дублет (101) – (110). Чем больше в стали углерода, тем больше угловое и линейное расстояние между линиями дублета и тем больше суммарная ширина линий дублета (В).

По мере увеличения температуры отпуска стали углерод выделяется из α -твердого раствора (в виде карбида), степень его тетрагональности уменьшается. Вызванная отпуском неоднородность состава мартенсита приводит к размытию линий мартенситного дублета. Но только отпуск при температурах, превышающих 300-350 °С, приводит к исчезновению тетрагональности решетки α -фазы закаленной углеродистой стали.

Уменьшение количества растворенного в мартенсите углерода с повышением температуры отпуска сопровождается уменьшением ширины (В) полосы линий мартенситного дублета (101) – (110).

Таким образом, располагая графиком $B = f(C)$, где С – массовый процент углерода в стали, а В – ширина полосы линий мартенситного дублета, можно, измерив В закаленной и отпущенной исследуемой стали, определить содержание углерода в α -твердом растворе.

Методика выполнения работы

1. Получить у преподавателя набор закаленных сталей с различным содержанием углерода.
2. Снять на дифрактометре мартенситный дублет (101) – (110) всех закаленных сталей.
3. Измерить ширину дублета всех образцов.
4. Построить график зависимости $B = f(C)$.
5. Снять закаленный и затем отпущенный образец и определить В.
6. По графику $B = f(C)$ найти содержание углерода в α -твердом растворе отпущенной стали.

Необходимое оборудование и материалы

1. Дифрактометр ДРОН – 2,0.
2. Набор закаленных и отпущенных стальных образцов.

Содержание отчета

1. Основные теоретические сведения.
2. Таблица значений V закаленных сталей.
3. График $V = f(C)$.
4. Значение V закаленной и отпущенной стали и процент углерода в α -твердом растворе.
5. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Почему линии мартенситного дублета размываются при отпуске стали?
2. От чего зависит величина V ?
3. Что такое отпущенный мартенсит?
4. Каково предельное содержание углерода в стали?
5. Как изменяются механические свойства стали по мере повышения температуры отпуска?

Лабораторная работа 23
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ УПАКОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Цель работы: исследование некоторых механических свойств пластмасс (термо- и реактопласты), приобретение практических навыков определения их твердости и прочности. Сравнение свойств металлов и пластмасс.

Содержание работы

Студенту выдаются образцы термо- и реактопластов. Он измеряет величину их прочности и твердости и сравнивает их с соответствующими показателями углеродистых конструкционных сталей.

Теоретические сведения

Пластические массы (пластики, пластмассы) – важные конструкционные материалы, широко применяемые в пищевом машиностроении, в том числе в качестве упаковочных материалов. Незначительная трудоемкость изготовления пластмассовых деталей и упаковки (по сравнению с металлическими), их малая себестоимость, технологичность (легко формуются, склеиваются, свариваются, обрабатываются резанием), специфические физико-механические свойства обуславливают эффективность применения и зачастую незаменимость пластмасс в машиностроении.

Основными достоинствами пластмасс являются: малая плотность и возможность ее изменения, хорошие тепло-, электро- и звукоизоляционные характеристики, высокая химическая стойкость в ряде сред и неподверженность коррозии, высокие оптические свойства (бесцветность и прозрачность органических стекол), хорошие фрикционные и антифрикционные свойства, достаточно высокая прочность (прочность некоторых пластиков сопоставима с прочностью стали), хорошие декоративные свойства, бесшумность в работе (применительно к зубчатым передачам) и некоторые другие. Недостатки пластмасс – невысокая теплостой-

кость, низкие ударная вязкость и модуль упругости, склонность некоторых пластмасс к старению.

Пластмассы – это материалы на основе природных, а чаще всего искусственных (синтетических) полимеров, которые под действием нагревания и давления способны формоваться в изделия заданной формы и затем устойчиво сохранять ее. Кроме основного компонента – связующего вещества, в состав пластмасс могут входить наполнители, пластификаторы, отвердители, красители, стабилизаторы, порообразователи, ингибиторы и некоторые другие добавки. Соотношение названных компонентов в пластмассах может быть, например, таким (массовая доля): связующее вещество 30-60 %, наполнители 40-65 %, пластификаторы около 1 %, красители 1-1,5 %, смазывающие вещества 1-2 %.

Связующие вещества, от которых в наибольшей степени зависят свойства пластмасс, – это природные или синтетические полимеры. Под полимерами понимают высокомолекулярные вещества, молекулы которых (макромолекулы) состоят из многочисленных элементарных звеньев (мономеров). Молекулярная масса их может составлять от 5000 до 1000000. Природные полимеры – белки и нуклеиновые кислоты, из которых построены клетки живых организмов, природные смолы (янтарь, копал, шеллак), натуральный каучук, целлюлоза, слюда, асбест, природный графит и др. Синтетические полимеры – это полиэтилен, полипропилен, полистирол, поливинилхлорид, полиамиды, поликарбонаты, фторопласты, фенопласты, полиметилметакрилат, фенолоформальдегидные и эпоксидные смолы и др. В отдельных случаях пластмасса, например полиэтилен, может целиком состоять из связующего вещества – полимера. Полимеры, преимущественно синтетические, получаемые химическим синтезом простых органических веществ (мономеров) в макромолекулы методами полимеризации или поликонденсации, являются основой не только пластмасс, но и резины, химических волокон, лаков, красок, клеев и т. д. Так, полиэтилен синтезируют путем полимеризации газа – этилена, получаемого из природного газа или нефтепродуктов. Макромолекулы полимера представляют собой цепочки из звеньев мономера, атомы в которых связаны прочной химической (ковалентной) связью.

По фазовому состоянию полимеры могут быть аморфными или кристаллическими. В большинстве случаев реальные полимеры содержат аморфную и кристаллическую фазы. Содержание в полимере (в процентах) веществ в кристаллическом состоянии называют степенью кристалличности. Кристаллические полимеры имеют более высокие теплостойкость и механические свойства.

По полярности различают неполярные (например, полиэтилен, полипропилен, фторопласт-4) и полярные (например, поливинилхлорид) полимеры. Неполярные полимеры в отличие от полярных обладают более высокими морозостойкостью и диэлектрическими свойствами.

В зависимости от поведения при нагреве различают термопластичные (термопласты) и термореактивные (реактопласты) полимеры. Соответственно называют и пластмассы на основе этих связующих веществ. Термопластичными называют полимеры или пластмассы, которые с повышением температуры размягчаются, плавятся, при формовании не претерпевают никаких химических изменений, по мере охлаждения затвердевают и сохраняют способность пластически деформироваться при повторном нагреве. Такие полимеры (полиэтилен, полистирол, капрон и др.) имеют линейную или разветвленную структуру макромолекул. Термореактивные полимеры и пластмассы при нагреве и формовании претерпевают существенные химические изменения, затвердевают и, теряя способность пластически деформироваться, остаются твердыми. Линейная структура таких полимеров при нагреве преобразуется в пространственную.

Физико-механические свойства полимеров зависят как от их структуры, температуры, так и от физического состояния. Из-за высокой молекулярной массы полимеры не способны образовывать низковязкие жидкости или переходить в газообразное состояние, они могут находиться в одном из трех физических состояний – стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем. Полимеры в стеклообразном состоянии характеризуются пространственной структурой макромолекул, отличаются твердостью и аморфностью. Атомы находятся в равновесном положении, и макромолекулы не перемещаются. Высокоэластическое

состояние макромолекул характерно для высокополимеров и выражается в их способности к большим обратимым изменениям формы при небольших нагрузках. Атомы колеблются, а макромолекулы способны изгибаться.

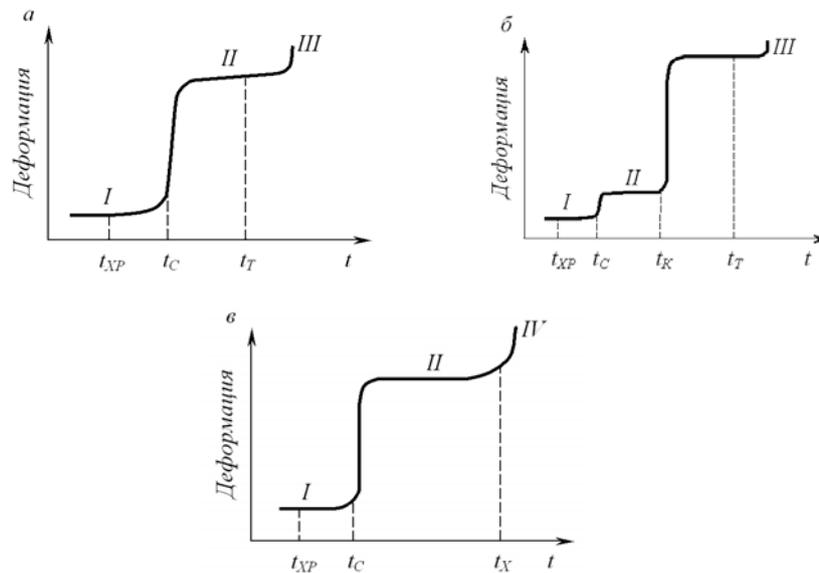


Рис. 40. Термомеханические кривые различных полимеров

На рис. 40 приведены зависимости степени деформации полимеров с различной структурой (a – аморфной; $б$ – кристаллической; $в$ – редкосетчатой) от температуры их нагрева. По этим кривым можно судить о характере изменения механических и технологических свойств полимеров при различных температурах. Так, полимеры или пластмассы на их основе эксплуатируются при температурах ниже температуры стеклования t_c , когда они находятся в твердом состоянии. Формование изделий из полимеров или пластмасс ведут в области их вязкотекучего состояния. Температура t_{xp} (ниже t_c) соответствует переходу полимеров в хрупкое состояние (для полистирола $t_c=100$ °C и $t_{xp}=90$ °C, для полиметилметакрилата $t_c = 100$ °C и $t_{xp} = 10$ °C). В кристал-

138

лизующихся полимерах при температуре t_k их кристаллическая часть плавится и далее, от t_k до t_t , полимер находится в высокоэластичном состоянии. Свыше температур t_T аморфные и кристаллизующиеся полимеры переходят в вязко-текучее состояние. Для редкосетчатых полимеров температура t_x – начало химического разложения полимера.

Зависимость степени деформации кристаллических полимеров (полиэтилен, полиамиды, полиэтилентерефталат и др.) от напряжения выражается линией, состоящей из трех участков (рис. 41).

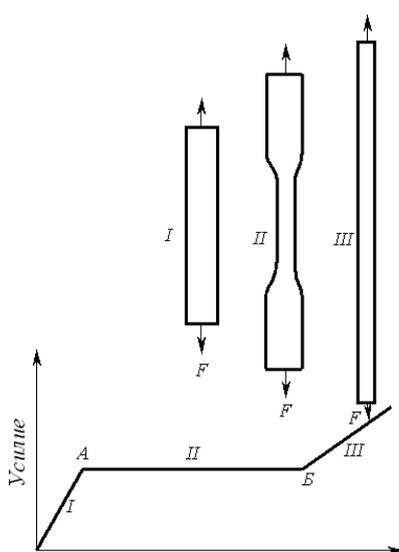


Рис. 41. Зависимость удлинения от усилия при деформации кристаллического полимера

Первоначально (участок I) удлинение прямо пропорционально усилию. По достижении некоторого усилия (точка A) удлинение полимера увеличивается при неизменном усилии (участок II). Это вызвано резким местным сужением образца, образованием «шейки», распространяющейся на всю его длину. Затем наблюдается растяжение тонкого, но ориентированного образца вплоть до разрыва (участок III). Деформация полимера зависит также от скорости и температуры нагружения. Недосток полимеров, а, следовательно, и пластмасс, – склонность к старению, т.е.

самопроизвольному необратимому изменению важнейших характеристик при эксплуатации и хранении.

Важным компонентом пластмасс являются наполнители. Они повышают механическую прочность пластмасс, уменьшают их усадку при формовании изделия, влияют на вязкость, водо-

стойкость, придают им специальные свойства, (фрикционные, антифрикционные и др.). Наполнители могут быть органическими или минеральными в виде порошков, волокон, листов (сажа, древесная мука, сульфидная целлюлоза, асбест, тальк, очесы хлопка или льна, стекловолокно, бумага, ткани, древесный шпон и др.). Органические наполнители повышают прочность, снижают хрупкость, но ухудшают термо- и водостойкость пластмасс. Минеральные наполнители повышают прочность, водостойкость, химическую стойкость, тепло- и электроизоляционные свойства пластмасс, но часто повышают и их хрупкость и плотность. В зависимости от вида наполнителя различают порошковые (карболиты), волокнистые (волокниты), слоистые (содержащие листовые наполнители) и некоторые другие пластмассы.

Пластификаторы способствуют повышению пластичности пластмасс или расширению температурного интервала их вязкотекучего состояния. В качестве пластификаторов широко используют органические вещества с высокой температурой кипения и низкой температурой замерзания (стеарин, дибутилфталат, олеиновую кислоту и др.).

Отвердители (различные амины), или катализаторы (перекисные соединения) вводят в термореактивные пластмассы для ускорения процессов отверждения пластмасс.

Красители органического или минерального происхождения придают пластмассам желаемый цвет.

Стабилизаторы, например сажа, препятствуют старению полимерных материалов.

Порообразователи, переходя при формовании в газообразное состояние, способствуют образованию пор в таких пластмассах, как пенополистирол, пенополивинилхлорид, поролон, пенополиуретан и др.

Смазывающие вещества вводят для уменьшения прилипаемости пластмассовых изделий к металлическим частям прессформы.

Кроме названных, в пластмассы вводятся с различными целями и другие добавки.

Дадим краткую характеристику свойств и областей применения некоторых пластмасс. К термопластичным пластмассам,

основой или связующим веществом в которых являются полимеры с макромолекулами линейной или разветвленной структуры, относятся неполярные: полиолефины (полиэтилен, полипропилен и полиизобутилен), полистирол, фторопласт-4; полярные: полиметилметакрилат, поливинилхлорид, полиамиды и др.

Полиэтилен – кристаллизующийся полимер, который производят полимеризацией этилена. Различают полиэтилен низкой плотности, получаемый при высоком давлении (ПЭВД) и содержащий 35-65 % кристаллической фазы, а также полиэтилен высокой плотности, получаемый при низком давлении (ПЭНД) и содержащий 60-95 % кристаллической фазы. Полиэтилен химически стоек, нерастворим в воде, ацетоне, спирте, морозостоек до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ (чем выше плотность, тем выше теплостойкость и механическая прочность), но склонен к старению. Из него изготавливают несилловые детали (контейнеры, емкости, вентили, детали химических насосов, трубы для транспортирования агрессивных жидкостей), защитные покрытия на металлах, пленку для различных целей (электроизоляционная, парниковая). Пленки из полиолефинов – полиэтилена низкой плотности, обладает высокой эластичностью, морозостойкостью до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, стойкостью к кислотам, щелочам и многим органическим растворителям до температуры $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ при хорошей водостойкости и паропроницаемости. Пленка легко сваривается контактным, термоимпульсным и другими методами сварки. Недостатками пленки является невысокая механическая прочность (около 12 МПа), значительное относительное удлинение при разрыве, склонность к старению, рабочая теплостойкость до $85\text{ }^{\circ}\text{C}$. Пленку из полиэтилена применяют для упаковки широкого ассортимента продуктов хлебопекарной, кондитерской, молочной, винодельческой, рыбной промышленности, овощей и фруктов, пищевых концентратов, замороженных продуктов. Благодаря высокой морозостойкости пакеты из полиэтиленовой пленки используют для упаковки замороженных фруктов и ягод, охлажденного мяса и полуфабрикатов. Пленки из полиэтилена высокой плотности обладает большей жесткостью и прочностью при растяжении, отличается большей газопроницаемостью, а также теплостойкостью до $120\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Полипропилен получают полимеризацией из пропилена в присутствии металлоорганических катализаторов. Он более термостоек (до 150 °С), чем полиэтилен, но менее морозостоек (до -15 °С). Из полипропилена изготавливают некоторые конструкционные детали автомобилей, мотоциклов, корпуса насосов, трубы для транспортирования агрессивных сред, емкости. Пленка из полипропилена по механической прочности превосходит полиэтиленовую пленку. Рабочая термостойкость полипропилена 135-140 °С, что позволяет применять пленку из него для упаковки кулинарных изделий, подвергаемых разогреванию в пленке. Недостатками полипропилена являются низкая морозостойкость (-15 °С) и невысокая стойкость к старению.

Полистирол – прозрачный, аморфный полимер, диэлектрик, химически стоек, нерастворим в растворителях, но склонен к старению и имеет низкую (до 80 °С) термостойкость. Применяется он для изготовления деталей машин и приборов (ручки, корпуса и т. д.), емкостей и сосудов для химикатов. Пленка из полистирола обладает высокой химической стойкостью и влагостойкостью, низкой проницаемостью для воды и жиров. Недостатками являются невысокая термостойкость и хрупкость. Применяется в пищевой промышленности благодаря высокой влагостойкости, термосвариваемости и экономической доступности.

Фторопласт-4, или политетрафторэтилен – полимер, имеющий макромолекулы в виде спиралей, диэлектрик, химически стоек. Из него изготавливают уплотнительные прокладки, трубы для транспортирования агрессивных сред, сильфоны, антикоррозионные покрытия на металлах. По химической стойкости он превосходит все известные пластмассы.

Полиметилметакрилат (органическое стекло, или плексиглас) – полярный, прозрачный, аморфный полимер на основе сложных эфиров акриловой и метакриловой кислот. В отличие от минерального стекла органическое значительно легче (более чем в два раза), пропускает ультрафиолетовые лучи, технологично (хорошо обрабатывается резанием, склеивается, сваривается, полируется), но обладает меньшей твердостью, прочностью и термостойкостью. Идет на остекление и изготовление оптики, светотехнических деталей, емкостей.

Полиамиды (капрон, нейлон и др.) – полярные пластмассы на основе кристаллизующегося полимера. Они характеризуются высокими прочностью, теплостойкостью, износостойкостью и низким коэффициентом трения, способностью погашать вибрации. Недостатки полиамидов – склонность к старению и некоторая гигроскопичность. Введение наполнителей {графит, тальк, дисульфид молибдена) обеспечивает повышение антифрикционных и некоторых других свойств. Полиамиды применяют в машиностроении, электротехнике, медицине.

Поливинилхлорид – полярный аморфный полимер. Непластифицированный поливинилхлорид называют винипластом и применяют для изготовления различных деталей химического оборудования, труб, деталей вентиляционных и теплообменных установок, муфт, элементов насосов, вентиляторов, защитных покрытий на металлах, облицовочной плитки. Пленки из непластифицированного поливинилхлорида имеют хорошую механическую прочность, жесткость и высокую механическую стойкость. Пленки легко формуются, склеиваются и свариваются токами высокой частоты. Применяются для изготовления жесткой потребительской тары для пищевых продуктов. Пленка может быть использована в качестве вкладышей в деревянные ящики и бочки для упаковки животных жиров. Пластикат (полихлорвинилхлорид с пластификатором) используют для изготовления труб, конвейерных лент, печатных валиков, линолеума и т.д. Пленка из пластифицированного поливинилхлорида мягкая, эластичная, но имеет более низкую теплостойкость, механическую и химическую стойкость. Применяется для упаковки рыбных и сухих продуктов.

Наиболее крупнотоннажный по производству вид реактопластов – *фенопласты*, т.е. пластмассы, получаемые на основе фенолоформальдегидных смол. Различают следующие виды фенопластов: ненаполиенные, порошковые (наполнители – древесная мука, тальк, графит и др.), волокнистые (волокниты, асбо- и стекловолокниты), слоистые (гетинакс, текстолит и др.).

Волокниты получают пропиткой очесов льна или хлопка фенолоформальдегидным связующим и применяют для изготовления деталей, работающих на изгиб и кручение и устойчивых к

ударным нагрузкам (шкивы, фланцы, стойки, направляющие втулки, маховики и т.д.).

Асболокниты получают пропиткой асбеста фенолоформальдегидной смолой. Они обладают высокими ударопрочностью, химической стойкостью, фрикционными свойствами и применяются для изготовления элементов тормозов (накладки, колодки, диски подъемно-транспортных устройств, автомобилей и т. д.), кислотоупорных конструкций.

Из слоистых пластмасс значительный интерес представляет *текстолит*, получаемый из связующего (фенолоформальдегидная смола) и наполнителя (хлопчатобумажные ткани – шифон, миткаль, бязь и др.). Текстолит отличается прочностью, способностью поглощать шумы и гасить вибрации, однако он может работать только при невысоких температурах (до 90 °С). Из текстолита изготавливают зубчатые колеса, вкладыши подшипников, шкивы, втулки, прокладки в машиностроении, распределительные щиты и монтажные панели в электротехнике и т. д.

В табл. 12 приведены основные физико-механические свойства некоторых названных пластмасс. Механические свойства пластмасс определяют при проведении лабораторных статических испытаний на растяжение (ГОСТ 11202-80), сжатие (ГОСТ 4651-82), изгиб (ГОСТ 4648-71), динамических испытаний по определению ударной вязкости (ГОСТ 4647-80), путем измерения твердости (ГОСТ 4670-91).

Методика выполнения работы

Выполнить лабораторные испытания и определить следующие характеристики полиэтилена (ПЭВД и ПЭНД) с разной степенью кристалличности или оргстекла, винипласта, фторопласта, текстолита:

а) испытать на растяжение и определить предел прочности и предел текучести;

б) определить твердость по Бринеллю;

в) оценить на примере полиэтилена влияние степени кристалличности на свойства термопластов;

г) сравнить изученные физико-механические свойства пластмасс со свойствами металлов, приведенными в справочнике.

Таблица 12

Физико-механические свойства неполярных термопластов

Материал	Плотность, кг/мм ³	Рабочая температура, °С		Предел прочности, МПа			Относительное удлинение, %	Ударная вязкость, кДж/м ²	Диэлектрическая проницаемость при частоте тока 10 ⁶ Гц	Удельное сопротивление, Ом·м	Тангенс угла диэлектрических потерь при частоте тока 10 ⁶ Гц, 10 ⁴	Электрическая прочность, МВ/м
		максимальная	минимальная	при растяжении	при сжатии	при изгибе						
ПЭВД	913-929	105-108	-70 и ниже	10-17	12	12-17	50-600	не ломается	2,2-2,3	10 ¹⁸	2-3	45-60
ПЭНД	949-953	120-125	то же	18-35	20-36	20-38	250-1000	то же	2,1-2,4	10 ¹⁸	2-5	45-60
ПП	900	150	-15	25-40	11	–	200-800	33-80	2,2	10 ¹⁷ -10 ¹⁸	2-5	28-40
ПС	1050-1080	90	-20	37-38	90-100	65-105	1-4	10-22	2,5-2,7	10 ¹⁶ -10 ¹⁸	3-4	20-25
ФП-4	1900-2200	250	-269	15-35	10-12	14-18	250-500	100	1,9-2,2	10 ¹⁹	2-2,5	35-40

Примечание: ПЭВД – полиэтилен высокого давления, ПЭНД – полиэтилен низкого давления, ПП – полипропилен, ПС – полистирол, ФП-4 – фторопласт-4.

Необходимое оборудование и материалы

1. Образцы различных пластмасс.
2. Твердомер Бринелля.
3. Установка для измерения прочности пластмасс.

Содержание отчета

1. Основные теоретические сведения.
2. Таблица механических свойств пластмасс.
3. Таблица механических свойств сталей.
4. Сравнение свойств пластмасс и сталей.
5. Выводы

Контрольные вопросы

1. Каковы положительные особенности изделий из пластмасс как конструкционных материалов?
2. Какие неметаллические материалы относятся к категории наиболее высокопрочных?
3. В каких физических состояниях могут находиться полимеры в зависимости от температуры?
4. В каком состоянии могут находиться полимеры при формировании изделий из пластмасс?
5. В чем суть ориентационного упрочнения полимеров?
6. Объясните явление старения пластмасс.
7. Какие свойства пластмасс обуславливают применение их в качестве упаковочных материалов?
8. Перечислите недостатки упаковочных материалов из пластических масс.

Лабораторная работа 24 **КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА** **МЕТАЛЛИЧЕСКИХ УПАКОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Цель работы: исследование некоторых коррозионных свойств материалов, применяемых для изготовления металлических консервных банок.

Содержание работы

Студенту выдаются образцы консервной луженой и нелуженой жести. Он определяет коррозионные характеристики полученных материалов в различных пищевых средах и оценивает возможность их применения для упаковки тех или иных консервов.

Теоретические сведения

Основные требования, предъявляемые к упаковке: физиологическая безвредность, прочность, экономичность, гигиеничность, технологичность, декоративность, экологичность и т. д.

Среди упаковочных материалов благодаря своим свойствам особое место занимают консервная жечь.

Консервная жечь представляет собой тонкий лист из малоуглеродистой стали, покрытый для защиты от коррозии пищевым оловом. К защитным металлическим покрытиям предъявляется целый ряд требований с точки зрения предохранения деталей от коррозии, в частности, высокая коррозионная стойкость металла покрытия, минимальная пористость, равномерность толщины покрытия по всей поверхности детали, хорошее сцепление с основой и т.д. От этих показателей зависит как надежность защиты деталей от коррозии в течение определенного времени, так и долговечность покрытия.

Естественно, что материал покрытия в первую очередь должен иметь хорошую коррозионную стойкость в данной среде. Вторым важным свойством является полярность покрытия по отношению к защищаемому металлу. Предпочтительными являются

ся анодные покрытия, защитная способность которых определяются как механическими, так и электрохимическими параметрами. Однако в большинстве случаев коррозионная стойкость металла тем хуже, чем меньшим электродным потенциалом он обладает. Поэтому тем большее значение имеет пористость покрытия – чем меньше пор в покрытии, и чем меньшие размеры они имеют, тем лучше изолируют основу от непосредственного контакта с коррозионной средой. При прочих равных условиях пористость зависит от толщины покрытия, уменьшаясь с ее ростом. По мере развития коррозии в порах, покрытие начинает отслаиваться, вследствие чего нарушается связь между ним и основой, а скорость коррозионного разрушения защищаемой детали увеличивается. При определении пористости одних и тех же покрытий различными методами получаются неодинаковые результаты, поэтому оценка пористости осадков является относительной.

При хорошей прочности сцепления с основой покрытие не будет отслаиваться даже при ударах и местной пластической деформации, тем самым не потеряет защитных свойств. Конечно, сам металл покрытия также должен иметь достаточную пластичность и минимальные внутренние напряжения.

Методика выполнения работы

В данной работе определяются тип оловянного покрытия по отношению к углеродистой стали (анодное или катодное), пористость и толщина покрытия, прочность сцепления покрытия с основой.

Определение типа (полярности) покрытия. В приспособлении 1 укрепляют образец без покрытия 2 и образец с покрытием 3 (рис. 42). Образцы погружают в стакан с модельным раствором пищевой среды так, чтобы клеммы были выше уровня электролита на 10÷15 мм. В цепь включают гальванометр 4. По направлению отклонения стрелки гальванометра и знаку у клемм прибора определяют полярность покрытия относительно образца.

Определение пористости покрытия. Для определения пористости оловянного покрытия на стальной основе используют реакцию взаимодействия ионов двухвалентного железа с железом:

синеродистым калием (красной кровяной солью), в результате которой образуется турнбулева синь:

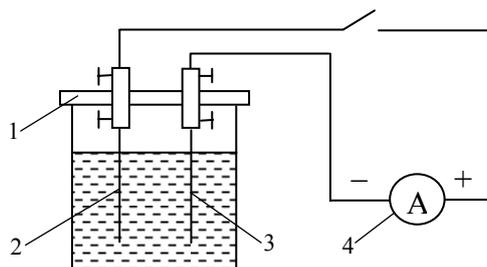
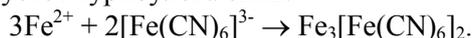


Рис. 42. Установка для определения полярности покрытия

Реактивом, содержащим 10 г $\text{K}_3[\text{Fe}(\text{CN})_6]$ и 15 г NaCl в 1 дм³ воды смачивают фильтровальную бумагу и накладывают ее на 5 мин на испытуемое покрытие. Так как железо в порах является анодом и интенсивно растворяется, (чему дополнительно способствует хлористый натрий в растворе), то в соответствующих местах фильтровальной бумаги появляются синие точки (бумага во время всего опыта должна плотно прилегать к поверхности образца). Количество синих точек на площади в 1 см² является характеристикой пористости покрытия.

Определение толщины покрытия капельным методом. Толщину слоя олова определяют, используя раствор, содержащий в 1 дм³ воды 90 г $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$; 146 г $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$; 348 см³ CH_3COOH (80 %). Одна капля этого раствора в течение 0,5 мин растворяет при 15 °С 1,54 мкм покрытия, при 20 °С – 1,75 мкм, при 25 °С – 1,90 мкм. С помощью капельницы или пипетки наносят на образец одну каплю раствора и по секундомеру отмечают время. По истечении 30 с каплю снимают, промокая ее фильтровальной бумагой, и на то же место наносят вторую каплю раствора. И так до тех пор, пока не появится розовое пятно контактно выделившейся меди. По общему числу капель определяют толщину слоя.

Определение прочности сцепления покрытия с основой. В данной работе эта характеристика покрытия определяется простейшим способом, без применения специальных измерительных приборов. Листовая жест в виде ленты с нанесенным на нее покрытием многократно изгибается на 180° до излома. Если покрытие не отслоилось даже в месте излома, то прочность сцепления считается хорошей.

Порядок проведения работы

1. Определить полярность покрытия в различных модельных средах.
2. Измерить пористость покрытия.
3. Определить толщину покрытия капельным методом.
4. Проверить прочность сцепления покрытия с основой.

Необходимое оборудование и материалы

1. Установка для определения полярности.
2. Капельница или пипетка.
3. Секундомер.
4. Металлические образцы с покрытиями и без них.
5. Модельные растворы, реактивы, фильтровальная бумага.

Содержание отчета

1. Ответы на контрольные вопросы.
2. Краткое описание методики выполнения работы.
3. Результаты всех испытаний, представленные в виде таблицы:

Показатели испытаний	Результаты определений		
	1 образец	2 образец	3 образец
Полярность покрытия (анодное или катодное)			
Пористость покрытия, пор/см ²			
Толщина покрытия, мкм			
Прочность сцепления			

4. Вывод о механизме защиты стали данным покрытием.

Контрольные вопросы

1. От каких свойств зависит защитная способность гальванических покрытий?
2. Как можно уменьшить пористость покрытий?
3. Как влияет пористость на защитные свойства и долговечность покрытий?

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Геллер Ю.А.* Материаловедение. – М.: Металлургия, 1989. – 236 с.
2. *Геллер Ю.А.* Материаловедение / Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт. – М.: Металлургия, 1975. – 448 с.
3. *Гринберг Б.Г.* Лабораторный практикум по материаловедению и термической обработке / Б.Г. Гринберг, Т.М. Иващенко. – М.: Высш. шк., 1968. – 320 с.
4. *Гуляев А.П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 646 с.
5. *Лахтин Ю.М.* Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 252 с.
6. *Лахтин Ю.М.* Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
7. Материаловедение / Под ред. Б.Н.Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.

Учебное издание

БЕЛИКОВ Алексей Митрофанович,
БОРСЯКОВ Анатолий Сергеевич,
СТАСОВ Андрей Андреевич,
ТРУТНЕВА Любовь Порфирьевна,
ЛОГИНОВА Вера Ивановна.

ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ
ПО КУРСУ «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ,
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ
И УПАКОВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»

Учебное пособие

Редакторы А.А. Стасов, Л.В. Дворникова
Компьютерный набор и верстка А.А. Стасов

Подписано в печать .03..2004.
Формат 60x84 1/16. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс. Ризография.
Усл. печ. л. 8,83. Уч.-изд.л. 8,63. Тираж 150 экз. Заказ С –44

Воронежская государственная технологическая академия (ВГТА)
Участок оперативной полиграфии ВГТА
Адрес академии и участка оперативной полиграфии:
394000 Воронеж, пр. Революции, 19